


Министерство образования и науки Российской Федерации

УДК 669.017

ГРНТИ 53.49.05; 53.49.09; 53.49.21

Инв. №

УТВЕРЖДЕНО:
Исполнитель: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»
От имени Руководителя организации:  / Кокшаров В.А. М.П.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ОТЧЕТ

о выполнении 5 этапа Государственного контракта
№ 16.740.11.0313 от 07 октября 2010 г.

| Заключительный

Исполнитель: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»

Программа (мероприятие): Федеральная целевая программа «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., в рамках реализации мероприятия № 1.3.1 Проведение научных исследований молодыми учеными - кандидатами наук.

Проект: Теоретические и технологические основы получения новых металлических сплавов для приборостроения, точного машиностроения и электроники многофункционального назначения с высоким комплексом физико-механических свойств

Руководитель проекта:

 / Озерец Наталья Николаевна
(подпись)

Екатеринбург
2012 г.

Кокшаров

СПИСОК ОСНОВНЫХ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ

**по Государственному контракту 16.740.11.0313 от 07 октября 2010 на выполнение
поисковых научно-исследовательских работ для государственных нужд**

Организация-Исполнитель: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Руководитель темы:

кандидат технических наук, без ученого звания _____ Озерец Н. Н.
подпись, дата

Исполнители темы:

кандидат технических наук, без ученого звания _____ Шарапова В. А.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Левина А. В.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Храмцова К. Д.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Тюшляева Д. С.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Ложкин Н. Н.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Пастухов М. В.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Третникова М. П.
подпись, дата

без ученой степени, без ученого звания _____ Григорьева Е. С.
подпись, дата

Реферат

Отчет 45 с., 2 ч., 22 рис., 4 табл., 11 источн., 0 прил.

мартенсит деформации , высокая прочность , структура , феррит , аустенит , метастабильность

В отчете представлены результаты исследований, выполненных по 5 этапу Государственного контракта № 16.740.11.0313 "Теоретические и технологические основы получения новых металлических сплавов для приборостроения, точного машиностроения и электроники многофункционального назначения с высоким комплексом физико-механических свойств" (шифр "2010-1.3.1-121-018") от 07 октября 2010 по направлению "Физика конденсированных сред. Физическое материаловедение" в рамках мероприятия 1.3.1 "Проведение научных исследований молодыми учеными - кандидатами наук.", мероприятия 1.3 "Проведение научных исследований молодыми учеными - кандидатами наук и целевыми аспирантами в научно-образовательных центрах" , направления 1 "Стимулирование закрепления молодежи в сфере науки, образования и высоких технологий." федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы.

Цель работы - решение теоретических и технологических проблем, связанных с созданием и изучением принципиально новых особовысокопрочных металлических материалов с широким спектром физико-механических свойств для изделий с различной функциональной направленностью, обладающих высокой прочностью, теплостойкостью, коррозионностойкостью, повышенной технологичностью.

Решение поставленных задач базируется на привлечении современных методов физического металловедения. Исследование возможностей заключенных в различных способах термопластического упрочнения изделий тонких размеров реализованы с помощью проведения рентгеновского и микрорентгено-спектрального анализов, световой и электронной микроскопии, оценки прочностных и пластических свойств на тонких сечениях.

Коллектив кафедры для выполнения научно-исследовательской работы пользуется оборудованием научно-образовательного центра коллективного пользования университета при Институте материаловедения и металлургии УрФУ с уникальным оборудованием. В распоряжении коллектива имеются: дифрактометр ДРОН 2, электронные микроскопы JEM-200CX и JSM-5610LV, металлографические микроскопы OLYMPUS JX-51, твердомеры, установки для измерения механических

свойств Instron-3382, компьютеризированный гистерезисграф Remagraph C-500, микротвердомер ПМТ-3, разрывная машина Tinius Olsen H50KS.

В настоящей работе проведен комплексный анализ структуры: микроструктурные, электронно-микроструктурные исследования, МРСА, ДТА, а также физико-механических свойств аустенитно-ферритных сталей для приборостроения на всех этапах прохождения заготовки для получения конкретных изделий.

На основании проведенных исследований установлено:

1. С точки зрения дальнейшей обработки, наилучшей температурой нагрева под закалку является температура 950..1000° С, при закалке от этой температуры наблюдается наиболее благоприятное по свойствам соотношение между d-ферритом и аустенитом (50:50).

2. В интервале температур 400-500°С происходит распад пересыщенного ОЦК-твердого раствора с выделением упорядоченной интерметаллидной фазы NiAl; в интервале 700-800°С из аустенита выделяется высокотемпературная интерметаллидная фаза Лавеса ($\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{12}\text{Ni}_{14}$)_{2,09}($\text{Mo}_{64,4}\text{Ti}_{35,6}$).

3. Аустенит исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т является деформационно-нестабильным и при деформации $\epsilon = 2,0$ практически полностью превращается в мартенсит деформации.

4. Выявлены закономерности формирования дислокационных субструктур в ходе волочения: рост плотности дислокаций приводит к образованию сетчатой субструктуры→ячеистой→фрагментированной. При этом полюсная плотность $\langle 110 \rangle$ для ОЦК фазы увеличивается от 1,9 до 3,2.

5. Разработанные аустенитно-ферритные стали склонны к старению (незначительному после закалки и в большей степени после деформации), причем достижение наиболее высоких прочностных свойств осуществляется при температурах старения 480..500°С.

6. Фазой ответственной за упрочнение является алюминид типа NiAl, выделение которого происходит из ОЦК-твердого раствора.

Содержание

Введение.....	6
Проведение комплексного анализа структуры и физико-механических свойств аустенитно-ферритных сталей для приборостроения на всех этапах прохождения заготовки для получения конкретных изделий.....	8
1. Материал и методика исследований.....	10
2. Проведение микроструктурных и электронно-микроструктурных исследований, МРСА, ДТА сталей аустенитно-ферритного класса на разных технологических этапах получения тонких и тончайших диаметров проволоки	13
2.1. Влияние температуры нагрева под закалку.....	14
2.2. Структура, свойства и фазовые превращения при нагреве	23
2.3 Влияние холодной пластической деформации на свойства исследуемой стали 03X14H10K5M2Ю2Т.....	30
Заключение	43
Список использованных источников	44

Введение

Быстрое развитие машиностроения и других отраслей народного хозяйства требует от металлургов дальнейшего расширения объема производства специальных сталей с высокими служебными свойствами. К их числу относятся и разработанные на кафедре металловедения практически безуглеродистые коррозионностойкие аустенитно-ферритные стали, обладающие высокими прочностными свойствами и хорошей коррозионной стойкостью в агрессивных средах, а также повышенным сопротивлением межкристаллитной коррозии. Для получения высокопрочной проволоки медицинского назначения, изготовленной из этих аустенитно-ферритных сталей, требовалось отработать технологические режимы на всех этапах получения проволоки, разобраться в механизмах структурообразования и фазовых превращений, происходящих при холодной пластической деформации, определить температурные интервалы выделения упрочняющих интерметаллидных фаз при старении и температурные интервалы выделения охрупчивающих высокотемпературных фаз.

Несмотря на многочисленные преимущества аустенитно-ферритных сталей по сравнению с аустенитными однофазными, такие как повышенный предел текучести, отсутствие склонности к росту зерна при сохранении двухфазной структуры, меньшее содержание остродефицитного никеля, хорошая свариваемость, меньшая склонность к межкристаллитной коррозии и другие, они имеют ряд недостатков. Чтобы исключить недостатки, а именно сохранить высокую пластичность в закаленном состоянии и повышенную склонность к деформированию, а также исключить возможность появления в структуре σ -фазы (либо свести ее содержание до минимума) и избежать появления 475-градусной хрупкости аустенитно-ферритных сталей были разработаны новые марки аустенитно-ферритных сталей, в которых количество хрома было

понижено до 14 % (по сравнению с дуплексными сталями), что позволило сохранить высокую коррозионную стойкость в умеренно агрессивных средах и подавить выделение σ -фазы. Концентрация углерода была ограничена $\leq 0,03$ %, что диктуется необходимостью обеспечения повышенной технологичности и свариваемости изделий из предполагаемой аустенитно-ферритной стали. Введение молибдена обусловлено стремлением повысить теплостойкость сталей и тем самым обеспечить сохранение высокого сопротивления релаксации напряжений при повышенных температурах. Присутствие молибдена, помимо этого, положительно влияет на коррозионную стойкость, кроме того, он входит в состав упрочняющих интерметаллидных фаз при старении. Содержание никеля пришлось несколько повысить не только для того, чтобы обеспечить необходимое соотношение структурных составляющих аустенита и δ -феррита (примерно в равных количествах), но для того, чтобы граница образования σ -фазы сдвинулась в сторону более высоких содержаний хрома. Легирование титаном и алюминием, входящих в состав интерметаллидных упрочняющих фаз, способствует повышению прочностных свойств при старении. Добавка титана в хромосодержащие стали уменьшает склонность к межкристаллитной коррозии, а алюминий по ферритообразующему действию заметно превосходит хром [1,2].

В настоящей работе проведен комплексный анализ структуры: микроструктурные, электронно-микроструктурные исследования, МРСА, ДТА, а также физико-механических свойств аустенитно-ферритных сталей для приборостроения на всех этапах прохождения заготовки для получения конкретных изделий.

Проведение комплексного анализа структуры и физико-механических свойств аустенитно-ферритных сталей для приборостроения на всех этапах прохождения заготовки для получения конкретных изделий

По сравнению с широко известными сталями аустенитного класса типа 12Х18Н10Т, двухфазные стали обычно имеют более высокое соотношение феррито- и аустенитообразующих элементов, что приводит к появлению в структуре металла равновесного δ -феррита. Наибольший практический интерес в настоящее время представляют собой нержавеющие стали на основе систем Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Ni-Mn [3].

Дуплексные стали находят за рубежом широкое применение в качестве конструкционного материала для теплообменного оборудования. Для этих конструкций хромоникелевые аустенитные стали малопригодны вследствие склонности к хлоридному коррозионному растрескиванию. Дуплексные стали обладают также преимуществами перед сплавами на основе меди, которые склонны к щелевой коррозии и к образованию питтингов.

Формирование дуплексной структуры способствует значительному повышению прочности по сравнению со сталями с простой аустенитной структурой, обеспечивая при этом такие важные свойства, как стойкость против питтингообразования и щелевой коррозии, коррозионного растрескивания.

Среди легирующих элементов, определяющих стойкость сталей к питтингообразованию и щелевой коррозии, важнейшими являются хром, молибден, вольфрам, азот. Выбор марки стали зависит от условий среды (температура, содержание кислорода и хлора, pH, скорость потока).

Благодаря мелкозернистой структуре, представляющей собой смесь феррита и аустенита, по прочности дуплексные стали значительно превосходят широко применяемые в настоящее время хромоникелевые

аустенитные стали при удовлетворительной пластичности и ударной вязкости.

Свойства сварных соединений зависят от химического состава сталей и технологии сварки, главным образом от погонной энергии при сварке. Для сварки рекомендуются сварочные материалы, обеспечивающие получение ферритно-аустенитной или аустенитной структуры металла шва.

В России аустенитно-ферритные стали применяются в основном в качестве заменителей хромоникелевых аустенитных сталей. В связи с этим для сварки сталей-заменителей используют аустенитные присадочные материалы. Зарубежные марки дуплексных сталей сваривают, как правило, с применением сварочных материалов с химическим составом, близким к основному металлу [4].

Аустенитно-ферритные стали весьма сложны по химическому составу, могут иметь в структуре различное соотношение аустенитной и ферритной фаз. В них могут происходить следующие основные фазовые превращения:

1. Изменение количества аустенита и феррита в зависимости от температуры нагрева.
2. Распад δ -феррита с образованием σ -фазы и вторичного аустенита.
3. Выделение карбидных, нитридных и интерметаллидных фаз, которое может происходить как из аустенита, так и из феррита.
4. Мартенситные γ - α -превращения при охлаждении или при деформации.
5. Процессы охрупчивания ферритной фазы, связанные с явлением упорядочения и расслоения (хрупкость 475°C).

Возможность протекания в аустенитно-ферритных сталях сложных фазовых превращений в различных интервалах температур накладывает существенные ограничения на режимы их технологии производства и области применения [2].

1. Материал и методика исследований

Материалом исследования в данной работе являлась аустенитно-ферритная сталь плавки 6, которая является прототипом ранее исследованной аустенитно-ферритной стали плавки 62, на которую был получен патент. Данная сталь практически безуглеродистая на Fe-Cr-Ni основе, дополнительно легирована кобальтом, молибденом, титаном и алюминием в количестве 2,0 %, с соотношением фаз δ -феррита и аустенита 50:50. Исследована была также сталь с повышенным содержанием алюминия (3,5 %) – плавка 130, в которой наблюдалось увеличение количества δ -феррита до 70 %. Как показали проведенные исследования, с увеличением содержания алюминия до 3,5 % и, соответственно, δ -феррита, прочностные свойства стали увеличивались, а пластические падали и поэтому данная сталь являлась непригодной для изготовления проволоки. Так как наилучшим соотношением фаз в двухфазной аустенитно-ферритной стали является соотношение 50:50, поэтому все дальнейшие исследования были приведены для плавки 6. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Марка стали/ № плавки	C	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Mn+ Si	S, P, Cu	Fe
03X14H10K5M2ЮТ/ плавка 62	~0,01	14,3	10,4	5,1	2,6	0,8	2,00	0,13	не более 0,02	остальное
03X14H10K5M2Ю2Т/ плавка 6	$\leq 0,03$	13,0	10,1	4,98	2,4	0,3	1,95	0,23		
03X14H11K5M2Ю3Т/ плавка 130	$\leq 0,03$	14,2	11,1	4,8	2,2	0,5	3,5	0,15		

Опытные стали выплавляли в индукционных печах на основе чистых шихтовых материалов и армко-железа разливали в слитки по 10-20 кг. После гомогенизирующего отжига при 1200° С в течение 6 ч слитки зачищали и ковали в прутки Ø 14 мм. При изготовлении проволоки проводили как умеренные деформации (~75–80 %, так и чрезвычайно высокие степени обжатия $\sim \epsilon = 3,0$ и более).

Для изучения формирования структуры сплава при закалке образцы нагревали в температурном интервале 800–1200° С с шагом 100° С, с последующим охлаждением в воде. Время выдержки при температуре нагрева под закалку составляло 15–20 мин. Термическую обработку проводили в печах типа СНОЛ.

По маршруту волочения были отобраны проволоочные образцы для механических испытаний и дальнейших исследований.

Последующее старение закаленных от $T = 1000^\circ \text{C}$ сталей, а также последеформационное старение, проводили при температурах 300, 400, 500, 600, 650 и 700° С, со временем выдержки 1 ч.

Механические испытания проводили как на проволоочных, так и на стандартных образцах в соответствии с требованиями ГОСТ 1579-93. При этом на проволоочных или ленточных образцах определяли временное сопротивление при разрыве (σ_b , МПа), относительное удлинение (δ , %), относительное сужение поперечного сечения при разрыве (ψ , %). Микротвердость измеряли автоматическим подсчетом результатов, компьютерным построением кривых изменения микротвердости в заданном направлении на твердомере Micromet 5103, а также на твердомере ПМТ-3.

Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе Neophot и Olympus JX-51 при увеличениях 200..500. Образцы подвергали механической шлифовке, полировке с последующим химическим травлением.

Электронно-микроскопические исследования включали в себя изучение тонкой структуры сталей и определение их фазового состава. Исследования проводили на микроскопе JAM 200-CX. Тонкую фольгу для исследования структуры на просвет утоняли путем электролитической полировки в электролите состава: 400 мл H_3PO_4 + 60 мл CrO_3 при напряжении 15..20 В и плотности тока $2,5 \text{ A/cm}^2$ при комнатной температуре. Электронограммы снимали с фольги в режиме электронографа.

Рентгеноструктурный метод применяли для определения фазового состава сталей, параметров кристаллической решетки и величины микронапряжений. Съёмку проводили на дифрактометре ДРОН-2 при кобальтовом излучении в диапазоне углов $2\theta = 26-146^\circ$, что соответствует значениям $d/n = 3,58-1,01$ с записью на диаграммную ленту.

Микро-рентгеноспектральный анализ (МРСА) проводили на растровом электронном микроанализаторе «Camebax» фирмы Ситеса (Франция) при энергии электронов зонда 20 keV, локальность метода составляла 2 мкм. Снимки поверхности (топография) производили во вторичных электронах (s.e.); снимки распределения элементов по поверхности – в характеристическом рентгеновском излучении элементов FeK_α , NiK_α , CoK_α , CrK_α , TiK_α , MoK_α , AlK_α ; для каждого элемента снимали сканограмму. Расчет элементного состава осуществляли по модели PAP. Эталоном служили чистые элементы Fe, Ni, Co, Cr, Ti, Mo, Al из набора эталонов фирмы производителя. Точность анализа составляет 1-3 %.

Дифференциально-термический анализ (ДТА) проводили на приборе синхронного термического анализа Netzsch STA 449 Jupiter с записью кривых дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) в интервале температур 20...1000°C в проточной атмосфере аргона со скоростями нагрева 20°C/мин.

2. Проведение микроструктурных и электронно-микроструктурных исследований, МРСА, ДТА сталей аустенитно-ферритного класса на разных технологических этапах получения тонких и тончайших диаметров проволоки

На выплавленных аустенитно-ферритных сталях, химический состав которых был приведен в табл. 1 можно отметить, незначительный разбег (допустимый марочный) по основным легирующим элементам: не более 0,03 % С; 13-14,3 % Cr; 10,0–11,1 % Ni; 4,8– 5,1 % Co; 2,2–2,6 % Mo; 0,3–0,8 % Ti. На рис. 1 приведена типичная микроструктура закаленной аустенитно-ферритной стали в зависимости от содержания алюминия.

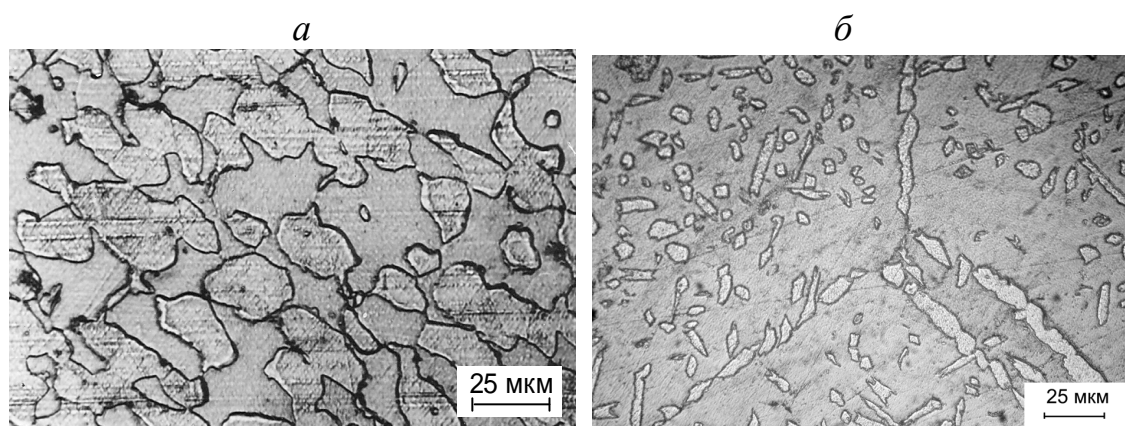


Рис. 1. Микроструктура закаленной аустенитно-ферритной стали:
а – с 2,0 % Al; б – с 3,5 % Al

Как видно из приведенного рисунка и было показано ранее проведенными исследованиями [5,6] исследуемые стали имеют двухфазную структуру; состоящую из аустенита и δ -феррита при содержании алюминия в количестве ~2,0 % в одинаковом соотношении 50:50. Алюминий является сильным ферритообразователем [7] и поэтому изменение его количества с 2,0 до 3,5 % существенно увеличивает долю δ -феррита с 50 до 70 %. Так как лучшими дуплексными коррозионно-стойкими сталями считаются стали, которые содержат примерно в равных количествах обе фазы [8], то основное внимание в дальнейших исследованиях было уделено аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т (плавка 6).

В данной работе была поставлена задача изучения фазовых и структурных изменений протекающих в исследуемой аустенитно-ферритной стали при термопластических обработках, применяемых в технологии получения высокопрочной проволоки для мединструмента.

Основными операциями получения высокопрочной проволоки из сталей аустенитно-ферритного класса являются: 1) закалка на пересыщенный ГЦК/ОЦК твердые растворы; 2) холодная пластическая деформация волочением; 3) последеформационное старение. Следовательно, на каждом технологическом этапе отрабатывался режим, обеспечивающий необходимый комплекс физико-механических свойств.

2.1. Влияние температуры нагрева под закалку

Закалка входит в технологический процесс в качестве исходной или промежуточной смягчающих обработок, поэтому формирование структуры и изменение при этом механических свойств представляет существенный интерес. Влияние температуры нагрева под закалку изучалось в интервале температур 800–1200 °С. Рентгеноструктурные и микро-структурные исследования проведенные на этой стали от указанных температур показали, что структура в широком интервале температур состоит из двух фаз – аустенита и δ -феррита.

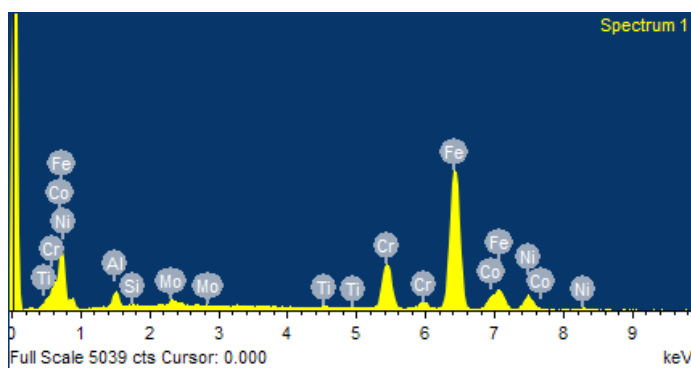
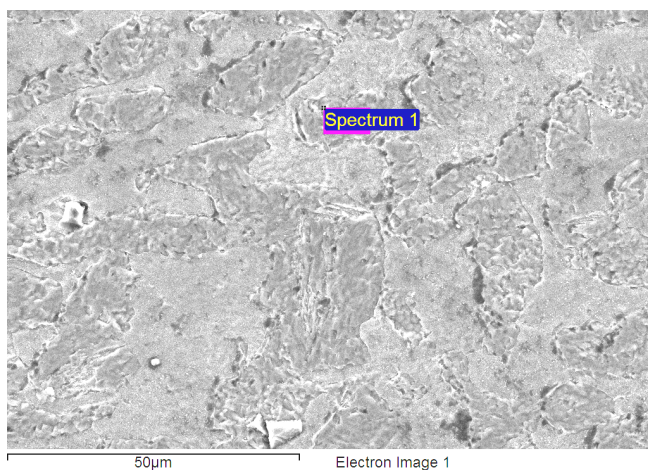
Повышение температуры нагрева под закалку от 800 до 1200° С приводит к увеличению содержания δ -феррита. Соотношение между аустенитом и ферритом в интервале температур 800..1000° С сохраняется примерно 50 : 50, при 1100° С это соотношение составляет 40 : 60, при 1200 °С образуется уже 70 % δ -феррита и только при 1300° С (по данным ранее проведенного исследования), согласно фазовому анализу, структура стали полностью становится ферритной. На рис. 1, а приведена типичная микроструктура стали 03X14H10K5M2Ю2Т после закалки с 1000° С

(световая микроскопия). Структура представляет собой темные и светлые зерна в соотношении 50:50.

Кроме этого был проведен микрорентгеноструктурный анализ закаленных образцов аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т, который показал, что δ -феррит оказывается обогащенный ферритообразующими элементами (Cr, Al, Mo), аустенит – аустенитообразующими элементами (Ni, Co) (рис. 2).

На рис. 3 представлены данные фазового анализа, полученные на дифрактометре ДРОН-2 в зависимости от температуры нагрева под закалку в интервале температур 800..1200° С, которые дают возможность судить о процессах растворения интерметаллидных фаз в твердых растворах. Как следует из приведенных данных, период решетки феррита несколько увеличивается с повышением температуры нагрева под закалку от 800 до 1000 °С, период решетки аустенита в интервале 800..900° С уменьшается. Повышенный период кристаллической решетки аустенита в случае низкотемпературной закалки связан с протеканием процессов растворения в аустенита высокотемпературных интерметаллидных фаз, а некоторое увеличение периода кристаллической решетки δ -феррита при повышении температуры до 1000 °С связано с перераспределением легирующих элементов между δ -ферритом и аустенитом в связи с изменением соотношения фаз в сторону увеличения δ -феррита. В закаленной от 1200° С стали основной фазой является δ -феррит (светлая составляющая) при этом в δ -феррите наблюдаются выделения вторичного аустенита. Колонии вторичного аустенита в некоторых участках образуют структуру типа видманштеттовой с характерным игольчатым (пластинчатым) строением. Такая форма выделяющейся фазы обычно является типичной для сдвигового превращения, так как она наиболее благоприятна с точки зрения выигрыша свободной энергии, поскольку при этом уменьшается энергия, необходимая для деформации матрицы.

Element	Weight %	Atomic %
Al K	3.10	6.25
Si K	0.00	0.00
Ti K	0.28	0.32
Cr K	13.24	13.85
Fe K	65.62	63.89
Co K	5.51	5.09
Ni K	10.19	9.44
Mo L	2.05	1.16
Totals	100.00	



Element	Weight %	Atomic %
Al K	4.33	8.61
Si K	0.23	0.45
Ti K	0.19	0.21
Cr K	15.29	15.78
Fe K	63.78	61.27
Co K	4.92	4.48
Ni K	8.21	7.50
Mo L	3.05	1.70
Totals	100.00	

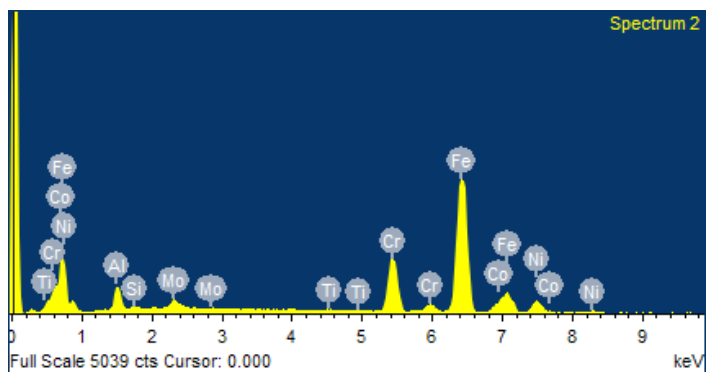
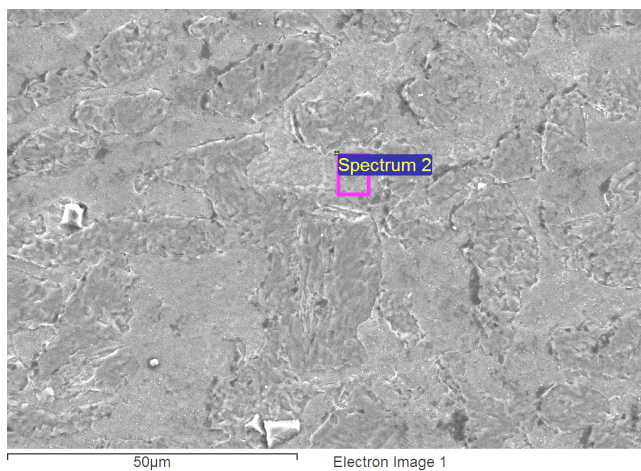


Рис. 2. Микрорентгеноспектральный анализ аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т, закаленной от 1000° С: спектр 1 – аустенит; спектр 2 – δ -феррит

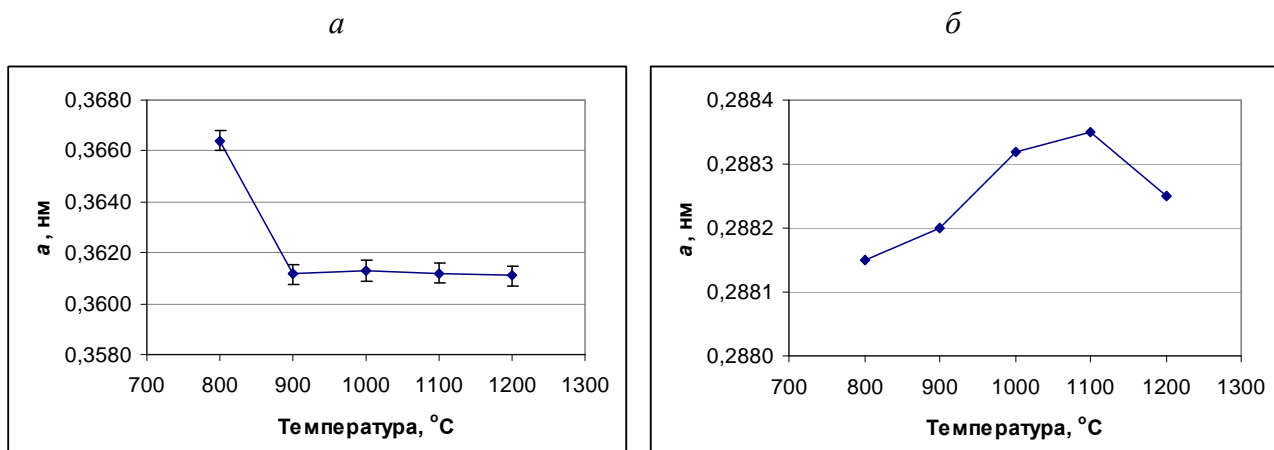


Рис. 3. Влияние температуры нагрева под закалку на период кристаллической решетки: *a* – аустенита (311); *б* – феррита (220)

Вокруг пластинчатой частицы возникают градиенты составов и деформации, которые помогают сохранить плоскую форму выделяющейся частицы и препятствуют сфероидизации под влиянием сил поверхностного натяжения. Подавить выделения вторичного аустенита из δ -феррита не удастся даже при резком охлаждении от 1300° С в воду. При замедленном охлаждении от 1300° С (на воздухе) количество аустенита резко возрастает. Следует отметить, что в двухфазной аустенитно-ферритной стали размер зерен обеих фаз практически не изменяется до 1100 °С, а затем при температуре интенсивного $\gamma \rightarrow \delta$ превращения (выше 1200° С) происходит резкий рост зерен феррита, что объясняется, по-видимому, превышением порога собирательной рекристаллизации, а также более значительной диффузионной подвижностью атомов решетки ОЦК феррита по сравнению с решеткой ГЦК аустенита. Полученный после закалки от 900...1000 °С δ -феррит можно условно назвать «равновесным». Такое соотношение фаз в исследуемой стали наблюдали как в литой структуре, так и после закалки от указанных температур. Его существование обусловлено избытком ферритообразующих элементов в стали. Полученный при перегреве стали до высоких температур 1100..1300°С δ -феррит склонен к превращению в аустенит при более низких температурах и поэтому в этих условиях является неравновесным. Так, при

повторной выдержке перегретой до 1200 °С стали в интервале температур 800...1000 °С δ -феррит вновь переходит в аустенит до получения равновесного соотношения фаз. Очевидно, как считают авторы работ [9,10], перед началом превращения высокотемпературного феррита в аустенит в феррите протекают подготовительные процессы, заключающиеся в его расслоении по химическому составу. Об этом свидетельствуют сильные колебания микротвердости в объеме одного зерна высокотемпературного феррита, а также малый инкубационный период при $\delta \rightarrow \gamma$ превращении. По-видимому, феррит, образующийся при перегреве, по сравнению с «равновесным» является менее легированным и содержит повышенную плотность закаленных вакансий.

На рис. 4 показано изменение механических свойств в зависимости от температуры нагрева под закалку. Как видно из рисунка, существенное изменение свойств происходит при нагреве до температуры 900 °С и, по-видимому, это связано с растворением ранее выделившейся интерметаллидной фазы из аустенита. Предел прочности при этом меняется от 1200 до 920 МПа, что сопровождается увеличением пластических свойств.

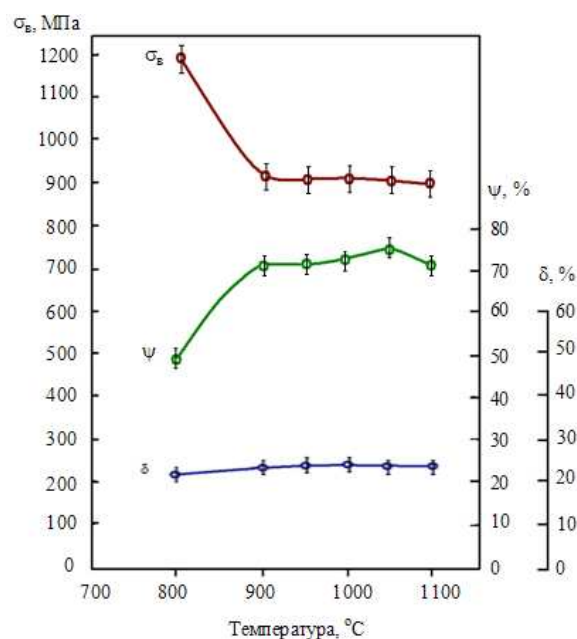


Рис. 4. Изменение механических свойств стали 03X14H10K5M2Ю2Т в зависимости от температуры нагрева под закалку (диаметр проволоки 8,0 мм)

Повышение температуры нагрева под закалку в интервале температур 900..1100 °С не сопровождается заметным изменением механических свойств. Дальнейший нагрев сопровождается увеличением количества δ -феррита (а также ростом зерна феррита), что показано как рентгеноструктурным, так и магнитными методами (рис. 5).

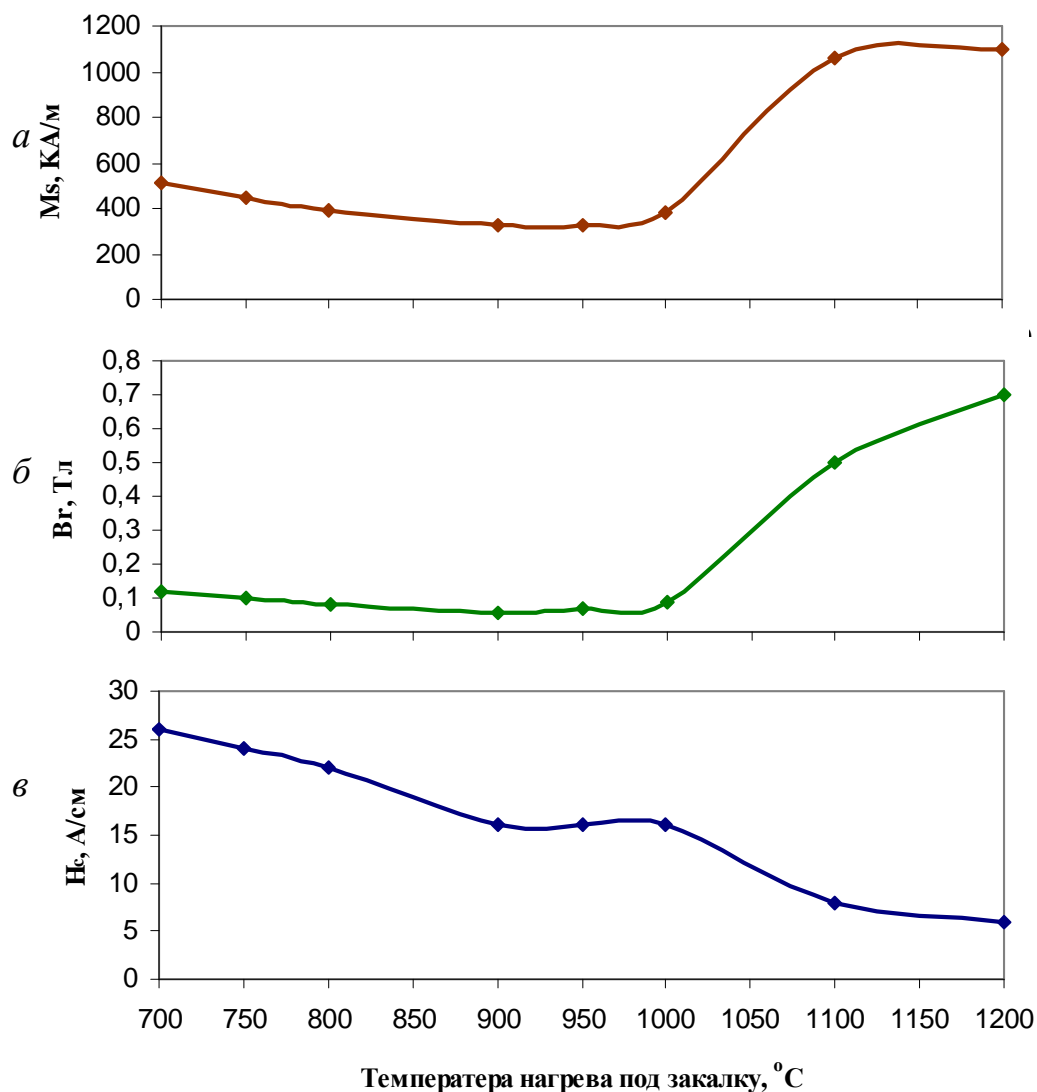


Рис. 5. Влияние температуры закалки на физические свойства исследуемой стали: *а*– намагниченность насыщения; *б* –остаточная магнитная индукция; *в* – коэрцитивная сила

Так как аустенит является парамагнитной фазой, а δ -феррит ферромагнитен, то магнитометрический анализ является удобным методом быстрой и достаточно точной оценки структуры стали. Наблюдаемое существенное увеличение магнитного насыщения выше 1100° С

пропорционально количеству δ -феррита. Для исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т кривая $H_c = f(t_{\text{зак}})$ имеет максимум после закалки с 700°C (рис. 5), что можно объяснить структурными превращениями вблизи этой температуры: $\delta \rightarrow \gamma$ превращением, носящим черты мартенситного превращения [11], выделением дисперсных, по-видимому, интерметаллидных фаз, а также влиянием образующихся парамагнитных включений аустенита, препятствующих процессу перемагничивания. Минимум H_c наблюдается после закалки с 1200°C и выше, когда структура стали становится почти полностью ферритной.

Электронно-микроструктурные исследования исследуемой аустенитно-ферритной стали после закалки с 1000°C в воду показали (рис. 6), что фазовыми составляющими структуры после закалки являются аустенит, феррит и интерметаллид типа NiAl. Интерметаллидная фаза обнаруживается только в феррите, имеет вид дисперсных равномерно распределенных частиц округлой формы с решеткой типа B_2 . В аустените выделений интерметаллида не обнаружено, что является следствием несоответствия кристаллических решеток интерметаллида NiAl и аустенита. Кроме зафиксированного в структуре закаленной стали δ -феррита, аустенита и интерметаллида NiAl в этой стали возможно также образование карбонитрида, несмотря на малое содержание в этой стали углерода. Наличие карбонитрида TiMo(CN) в количестве 0,45 % было зафиксировано методом фазового физико-химического анализа в стали, закаленной от 1200°C и методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА).

В исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2, структура которой в закаленном состоянии состоит, как указывалось выше, из аустенита и δ -феррита, обнаружена аномально высокая микротвердость δ -феррита (свыше 500 HV), в то время как микротвердость аустенита находится в пределах 200 HV. Наличие двухфазной структуры, состоящей из фаз различной твердости (прочности), обуславливает относительно

невысокую макротвердость (и прочность) закаленных аустенитно-ферритных сталей (≈ 30 HRC), что является необходимым условием для достаточно хорошей пластичности этих сталей в закаленном состоянии.

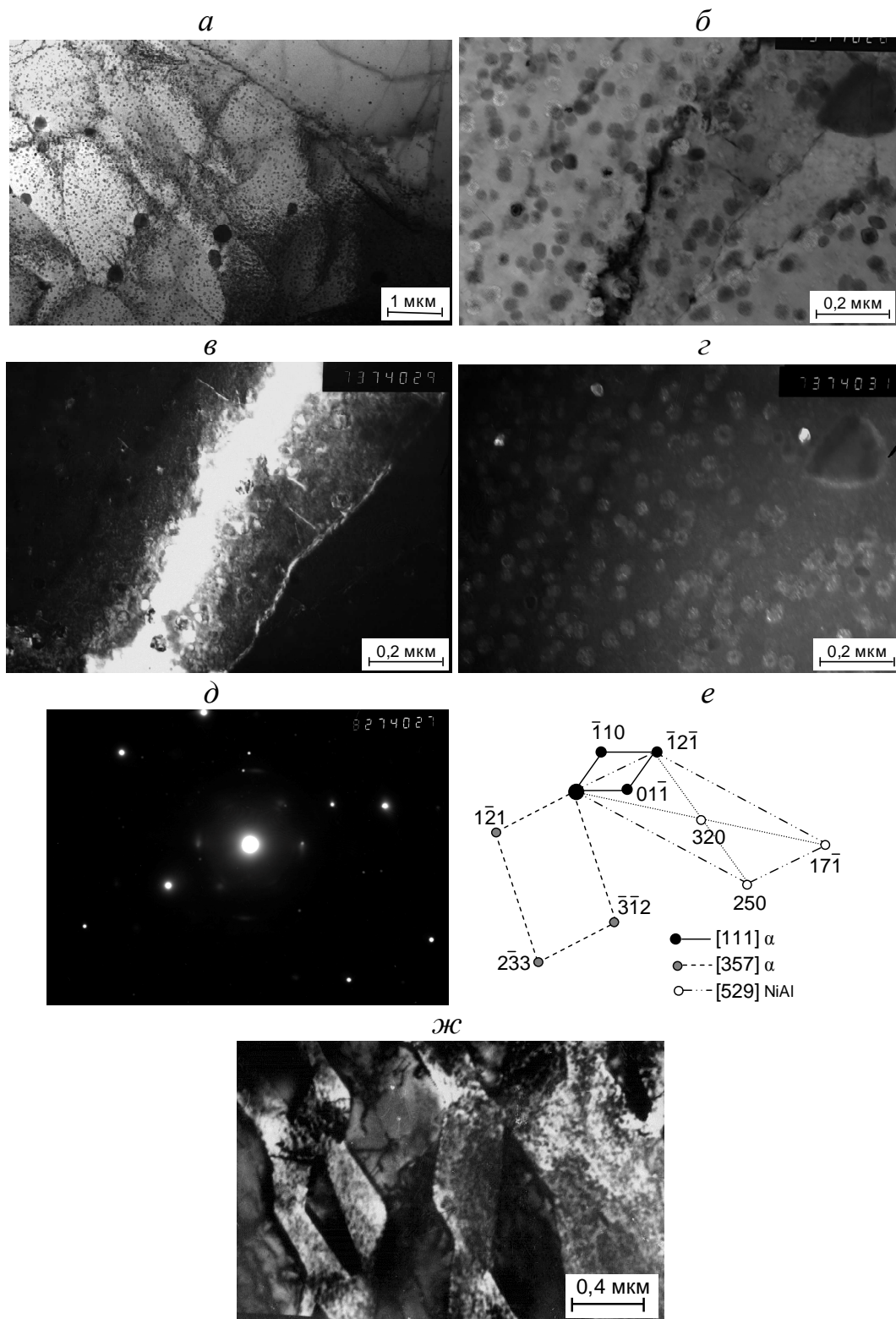


Рис. 6. Микроструктура стали 03X14N10K5M2Ю2Т после закалки от 1000 °C:
a, *б*, *ж* – светлопольное изображение; *в* – темнопольное изображение в рефлекс $(\bar{1}2\bar{1})_{\alpha}$; *г* – темнопольное изображение в рефлекс $(\bar{1}2\bar{1})_{\text{NiAl}}$; *д* – микродифракция; *е* – схема расшифровки

Механические свойства и фазовый состав исследуемой закаленной от 1000 °С стали приведен в табл. 2.

На закаленных образцах исследуемой стали определяли характеристики ударной вязкости при 20° С и при температуре жидкого азота (минус 196 С), а также проводился фрактографический анализ изломов ударных образцов методами растровой электронной микроскопии. Проведенное исследование показало, что исследуемая аустенитно-ферритная сталь обладает в закаленном состоянии достаточно высоким запасом пластичности и имеет вязкий (чашечный) излом вплоть до температуры жидкого излома (рис. 7).

Таблица 2

Механические свойства исследуемой стали

Обработка	HV ₃₀	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	Кручение l=100d	Фазовый состав, %		KCV, МДж/м ²	
						ОЦК	ГЦК	20°С	-196°С
Закалка (1000 °С)	325	940	24	73	90	50	50	1,95	1,49
Закалка (1000 °С) + старение 500°, 1 ч	350	1150	10	66	60	45	55	-	-

Таким образом, проведенное исследование влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав и свойства исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т показало, что нагрев под закалку в интервале температур 900..1000° С способствует получению наиболее высокого комплекса механических свойств и сохранению оптимального сбалансированного соотношения фаз.

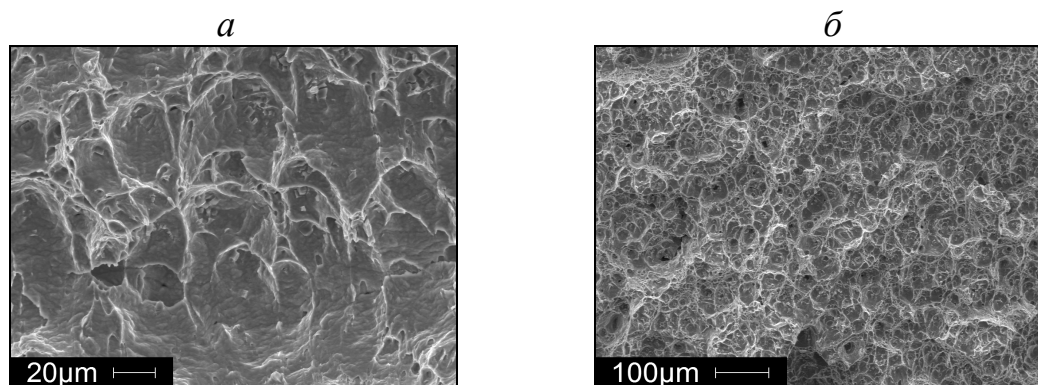


Рис.7. Фрактография изломов закаленной аустенитно-ферритной стали (плавка б):
а – при температуре 20 °С ; б – при температуре – 196 °С

2.2. Структура, свойства и фазовые превращения при нагреве

С точки зрения выбора оптимальных режимов термической обработки аустенитно-ферритных сталей представляло интерес изучить закономерности фазовых и структурных превращений исследуемой стали при нагреве. Дилатометрическим методом были определены температурные интервалы превращений, протекающих в закаленной от 1000° С аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т (рис. 8). При нагреве стали до температур ~ 400° С на дилатометрических кривых исследуемой стали наблюдается перегиб, связанный с протеканием процессов старения в ОЦК фазе, о чем свидетельствует резкое изменение периода решетки ОЦК фазы и уменьшение величины микроискажений кристаллической решетки δ -феррита (рис. 9), а также наблюдаемый рост прочностных свойств. Изменение твердости закаленной аустенитно-ферритной стали от температуры старения крайне невелико, прирост твердости при температуре оптимального старения составляет порядка $\Delta HV \sim 25-30$ ед.

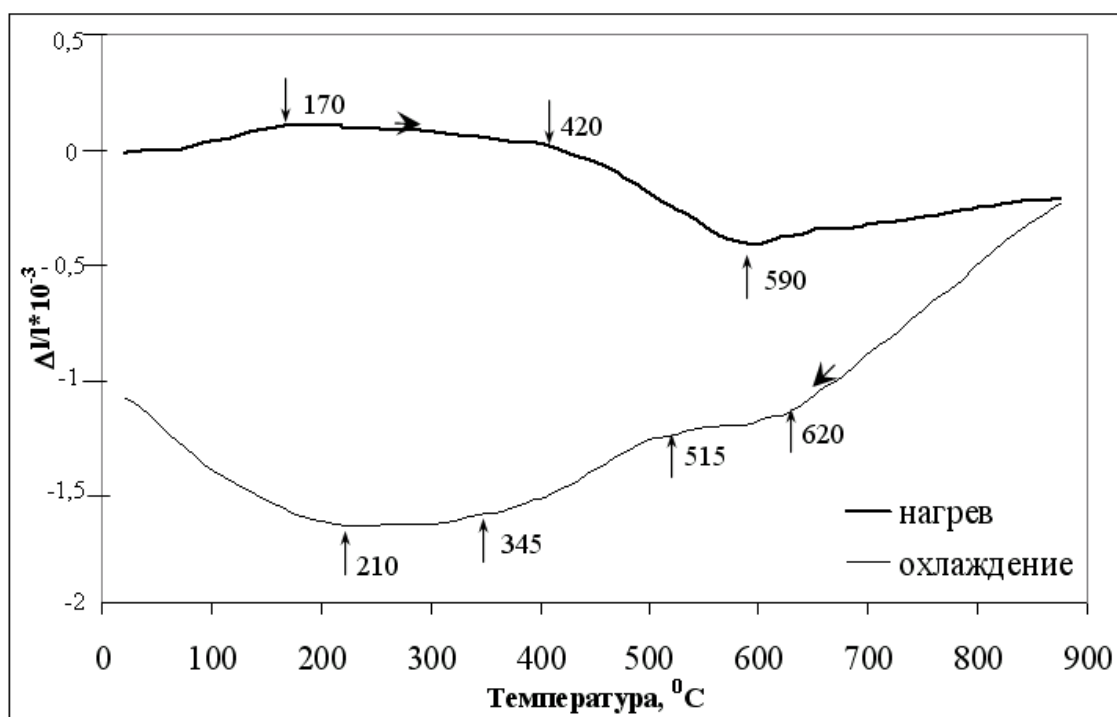


Рис. 8. Дилатометрические кривые нагрева и охлаждения закаленной стали 03X14H10K5M2Ю2Т

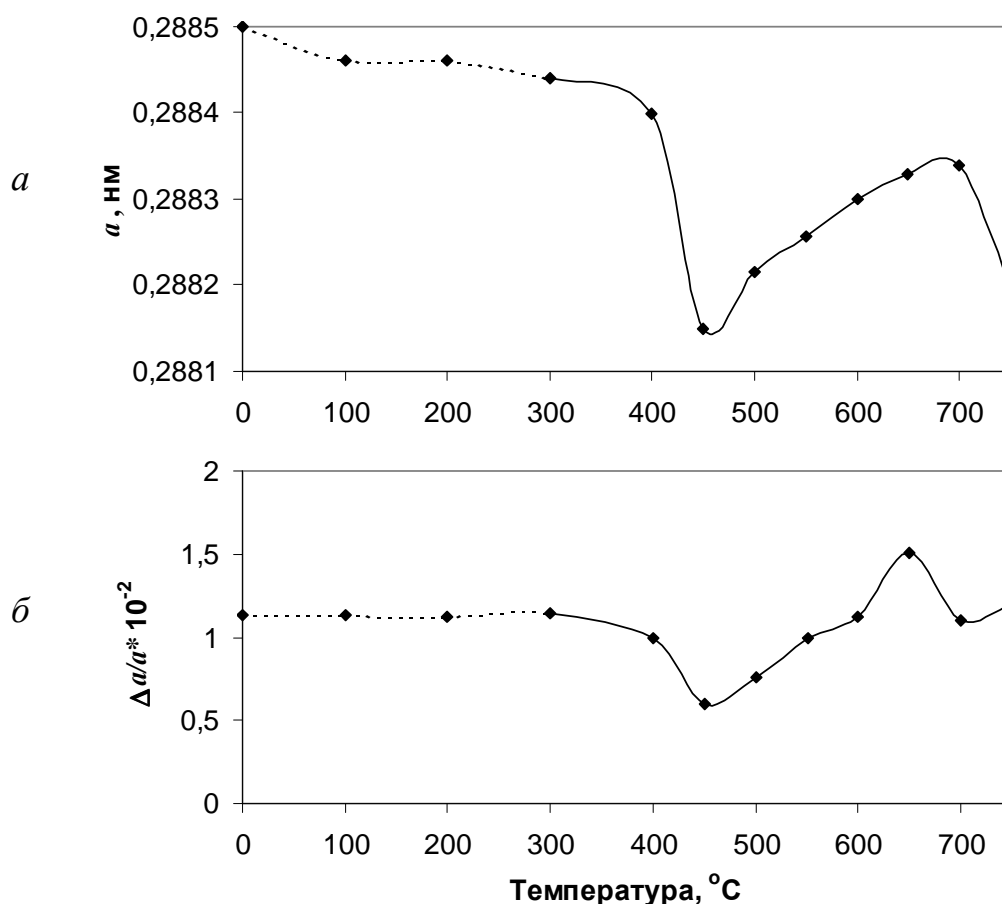


Рис. 9. Период кристаллической решетки α -фазы (a), изменение микроискажений II рода (δ) стали 03X14N10K5M2Ю2Т в зависимости от температуры старения

Это обстоятельство объясняется, в первую очередь, тем, что твердость (также как и прочность) является интегральной характеристикой, которой учитываются свойства как ОЦК, так и ГЦК фазы одновременно, а так как количественное соотношение фаз практически не изменяется, то старение протекает лишь в 50-ти % объеме.

Оптическая металлография не позволяет выявить заметных структурных изменений в исследуемой стали при старении на температуру 500 °C (рис. 10). Двухфазная аустенитно-ферритная структура сохраняется при приблизительно одинаковом соотношении γ и δ фаз вплоть до 700 °C включительно. При старении выше 650 °C наблюдается появление неоднородности структуры как аустенита, так и δ -феррита, связанной с распадом твердого раствора (δ -феррита) и возможным частичным

превращением $\delta \rightarrow \gamma$ + интерметаллидная фаза сложного состава (присутствие данной фазы $(\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{12}\text{Ni}_{14})_{2,09}(\text{Mo}_{64,4}\text{Ti}_{35,6})$ было подтверждено результатами физико-химического анализа осадка полученного из стали, закаленной от 1200 °С и состаренной при температуре 650 °С). При повышении температуры до 700–750 °С наблюдается увеличение аустенитной составляющей с сохранением признаков распада пересыщенного твердого раствора в обеих фазах (рис. 11).

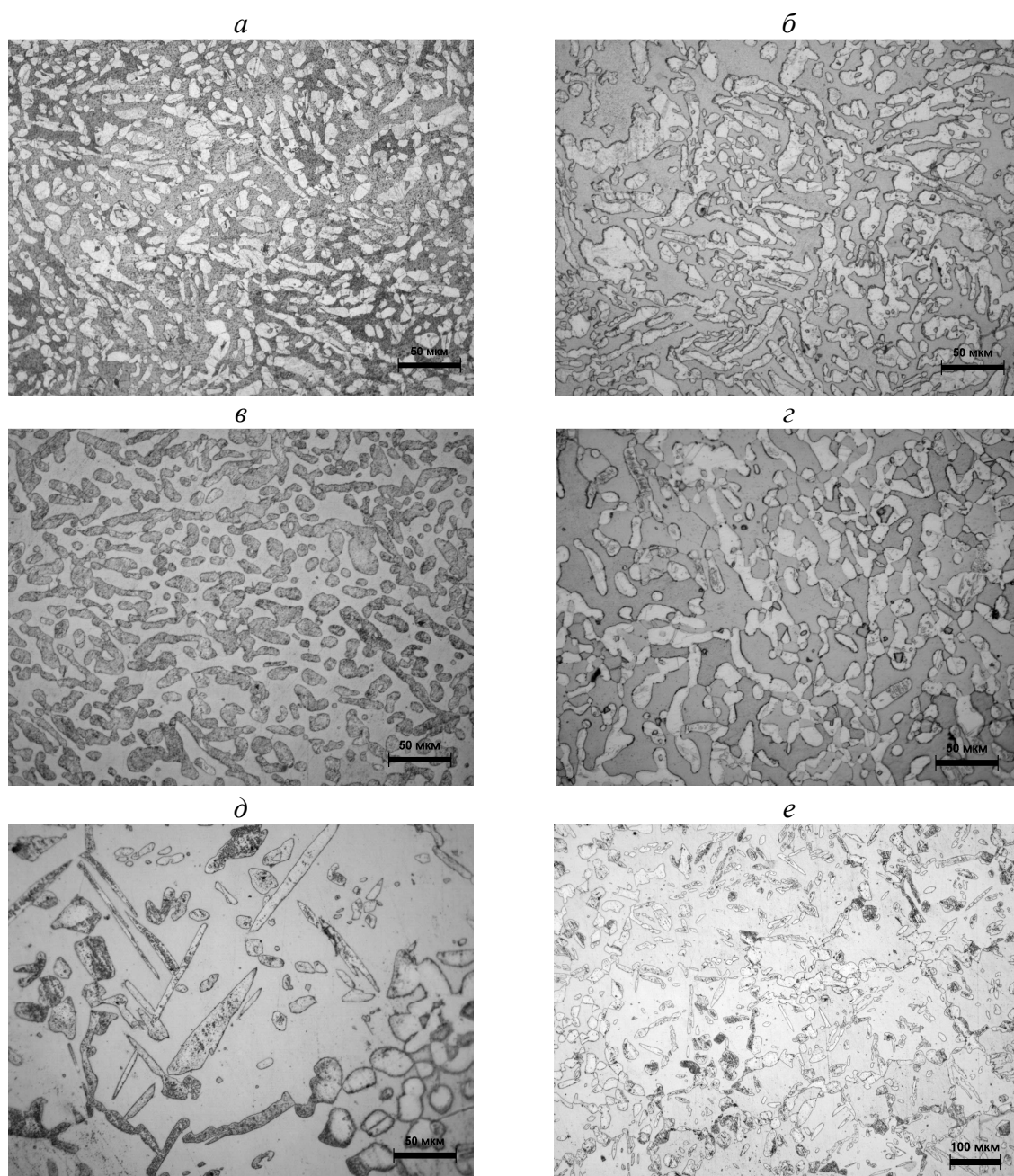


Рис. 10. Микроструктура закаленной от разных температур и состаренной при 500 °С в течение 1 ч стали 03X14H10K5M2Ю2Т: а– закалка от 800 °С; б – от 900 °С; в – от 1000 °С; г– от 1100 °С; д,е – от 1200 °С

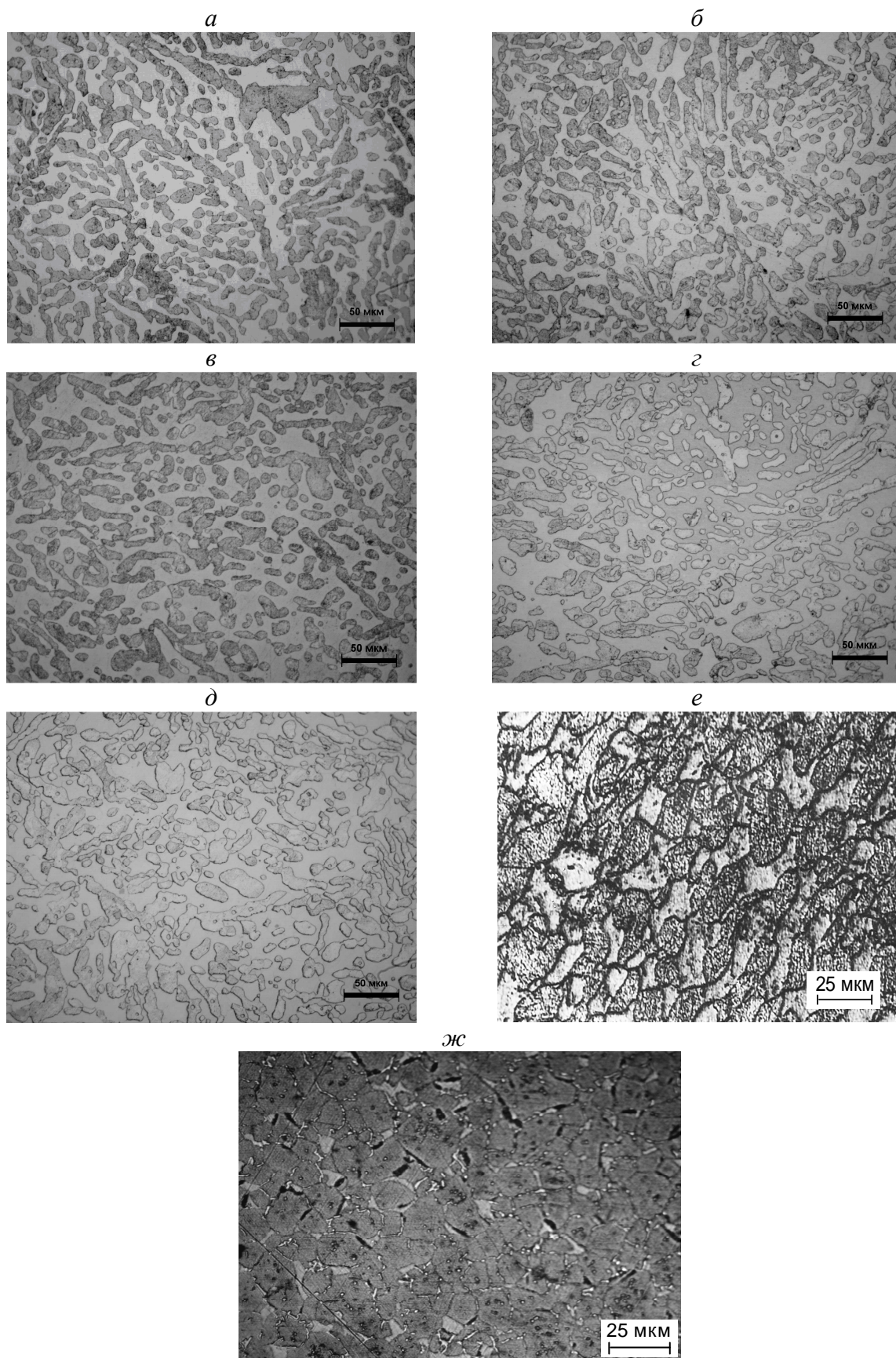


Рис. 11. Микроструктура закаленной от 1000°C и состаренной в течение 1 ч от различных температур стали 03X14H10K5M2Ю2Т : *a* – старение 300°C; *б* – старение 400°C; *в* – старение 500°C; *г* – старение 600°C; *д* – старение 650°C; *e* – старение 700°C; *ж* – старение 750°C

Применение метода электронной микроскопии позволило проследить протекание процесса распада δ -феррита. Электронно-микроскопические исследования закаленных и состаренных на максимум твердости образцов аустенитно-ферритной стали показали, что при этой температуре старения (закалка от 1000 °С и последующее старение при 500 °С, в течение 1 ч) присутствуют, также как и в закаленном состоянии две фазы: ОЦК и ГЦК. Типичные электронно-микроскопические структуры и соответствующие им электронограммы приведены на рис. 12. В областях ОЦК фазы (δ -феррита) присутствуют уже дисперсные равноосные выделения интерметаллидной фазы типа NiAl размером $\approx 20..30$ нм, имеющие упорядоченную ОЦК решетку и когерентную связь с основным твердым раствором. Соответственно на электронограммах видны сверхструктурные отражения округлой формы типа $(120)_{\text{NiAl}}$ и другие. Эти равноосные выделения «светятся» в темнопольных изображениях в рефлексе $(120)_{\text{NiAl}}$. Для частиц этой фазы характерно гетерогенное зарождение. Как на светлопольных, так и на темнопольных изображениях в рефлекс $(\bar{3}11)_{\gamma}$ выделений фаз не наблюдается.

После старения закаленных образцов при 650° С в течение 1 часа (в перестаренном состоянии) наблюдается два вида включений: крупные ≈ 250 нм и подросшие, но равномерно распределенные в ОЦК матрице выделения интерметаллидной фазы NiAl, которые «светятся» на темнопольных изображениях. Таким образом, результаты электронно-микроскопических исследований показали, что упрочнение закаленных аустенитно-ферритных сталей обусловлено равномерным распределением высокодисперсной интерметаллидной фазы типа NiAl (которая и является ответственной за упрочнение).

При нагреве аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т протекают сложные процессы: наряду с выделением интерметаллидных фаз происходит перераспределение легирующих элементов в твердых растворах, приводящее к изменению соотношения фаз.

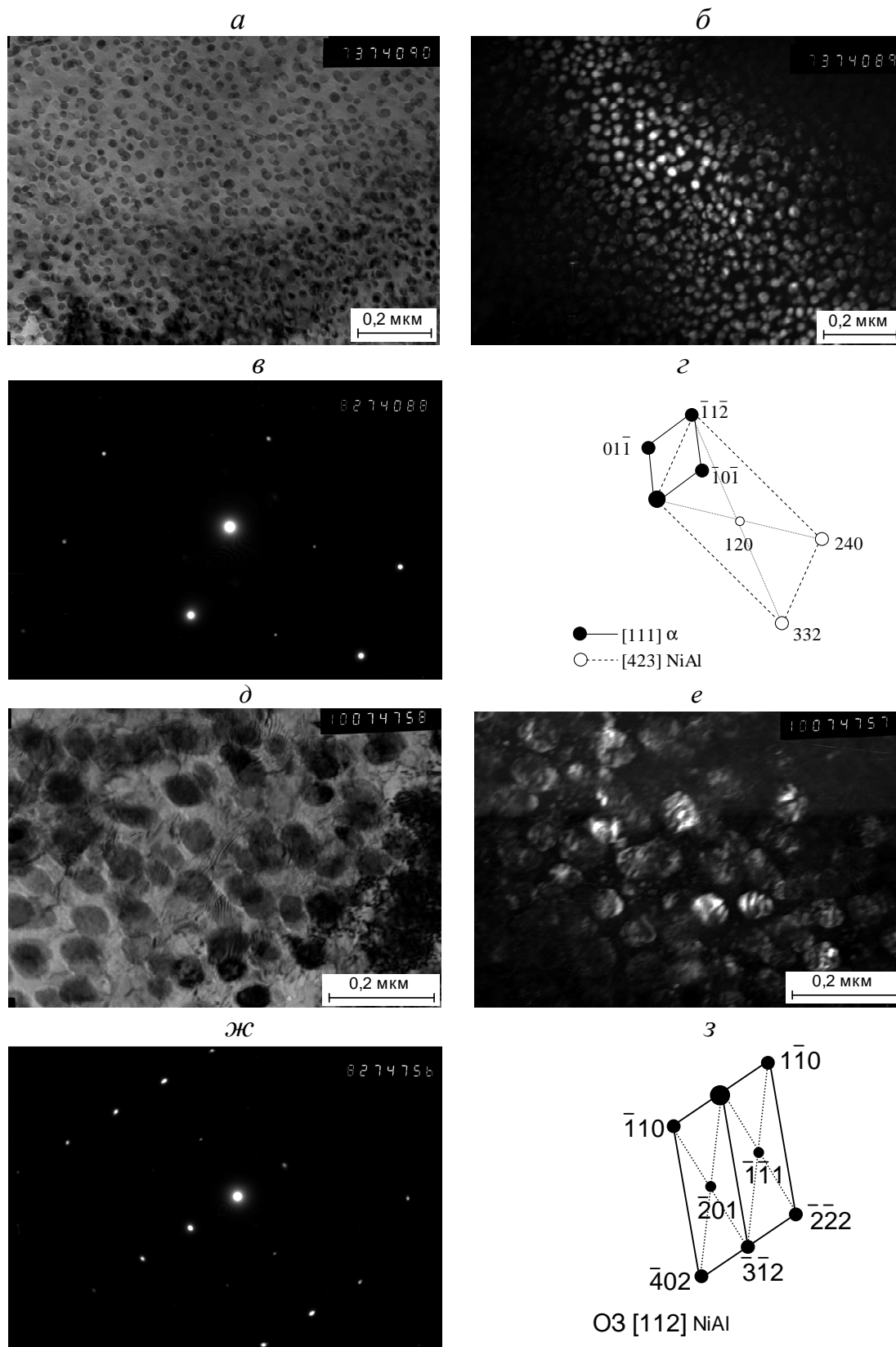


Рис. 12. Структура стали после обработки закалка 1000 °С + старение 500 °С (а,б,в,з) и закалка 1000 °С + старение 650 °С (д,е,ж,з): а, д – светлпольное изображение; б, е – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе (120)_{NiAl}; в,ж – микродифракция; з,з – схема расшифровки

Наложение вышеперечисленных процессов приводит к весьма сложному ходу кривой дифференциально-термического анализа в интервале температур 200-700 °С (рис. 13). На кривых нагрева закаленной стали наблюдаются два экзотермических пика, максимумы которых приходятся на 488 °С и 730 °С, связанные с выделениями различных интерметаллидных фаз (из ОЦК- и ГЦК-твердых растворов). Выше температуры 700 °С начинается выделение высокотемпературных интерметаллидных фаз (возможно фазы Лавеса- $\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{12}\text{Ni}_{14})_{2,09}(\text{Mo}_{64,4}\text{Ti}_{35,6})$, и $\chi\text{-(Fe,Co)}_{34}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_4$ -фаз), а также, по-видимому, интенсивное $\gamma \rightarrow \delta$ превращение, приводящее к получению равновесного соотношения фаз. Нагрев выше 950 °С приводит к процессу растворения ранее выделившихся высокотемпературных интерметаллидных фаз, в ходе которого твердый раствор обогащается такими ферритообразующими элементами как Cr, Mo. Это приводит к появлению дополнительного количества δ -феррита, получению равновесного соотношения фаз и образования структуры с более высоким запасом пластических свойств.

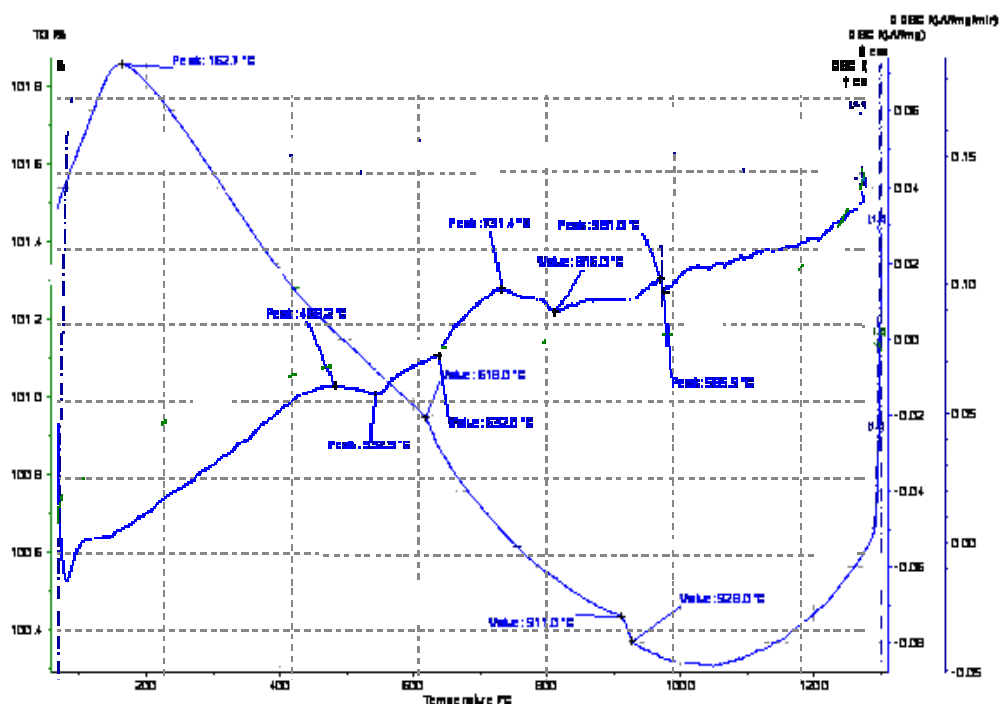


Рис. 13. Кривые дифференциально-сканирующей калориметрии при нагреве и охлаждении стали 03X14H11K5M2Ю2T

Исследования еще раз показывают, что нагрев под закалку безуглеродистой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т следует осуществлять от температуры растворения высокотемпературной интерметаллидных фаз и получения структуры с равновесным соотношением фаз.

2.3 Влияние холодной пластической деформации на свойства исследуемой стали 03X14H10K5M2Ю2Т

Холодная пластическая деформация является надежным и простым способом достижения высокопрочного состояния. Первоначально образцы исследуемой стали после закалки от 1000° С в воду были подвергнуты испытанию на растяжение в магнитоизмерительном комплексе Remagraph С-500 для определения степени метастабильности структуры аустенита в стали и определения упруго-пластических свойств. Растяжение образца в магнитно-измерительном комплексе в некоторой степени имитирует операцию холодного волочения заготовки, поскольку и в том и в другом случае наблюдается деформация растяжением вдоль одной оси и две деформации сжатия в радиальных осях.

На рис. 14 приведена диаграмма "условное напряжение – степень деформации" стали 03X14H10K5M2Ю2Т с указанием временного сопротивления, условного предела текучести и относительного удлинения при разрыве. Как было показано ранее структура исследуемой закаленной аустенитно-ферритной стали содержит до 50% ферромагнитной ОЦК-фазы (δ -феррита). О наличии ферромагнитной фазы свидетельствует значительная величина намагниченности насыщения M_s образца в исходном состоянии (до испытаний на одноосное растяжение). В процессе упругопластического деформирования одноосным растяжением намагниченность стали возрастает за счет распада метастабильного аустенита и образования α -мартенсита деформации в дополнение к имеющемуся в структуре- δ -ферриту (см. рис.15, 16). Причем при достижении предела текучести интенсивность

изменения намагниченности насыщения возрастает, так что к моменту образования шейки на образце значение M_s увеличивается почти на 20 % по сравнению с исходным состоянием. Рентгеноструктурный анализ показал, что поверхность излома после разрушения образца содержит лишь следы аустенита.

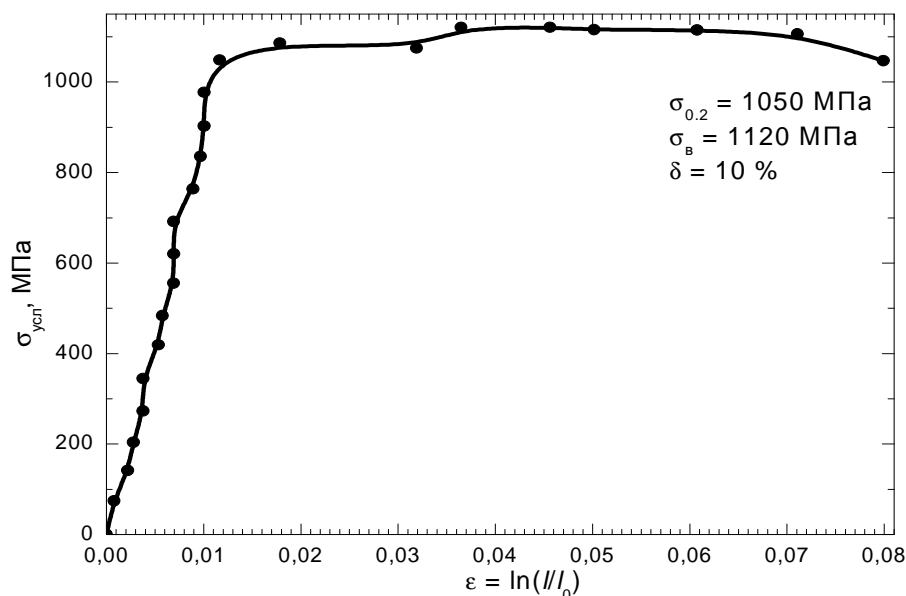
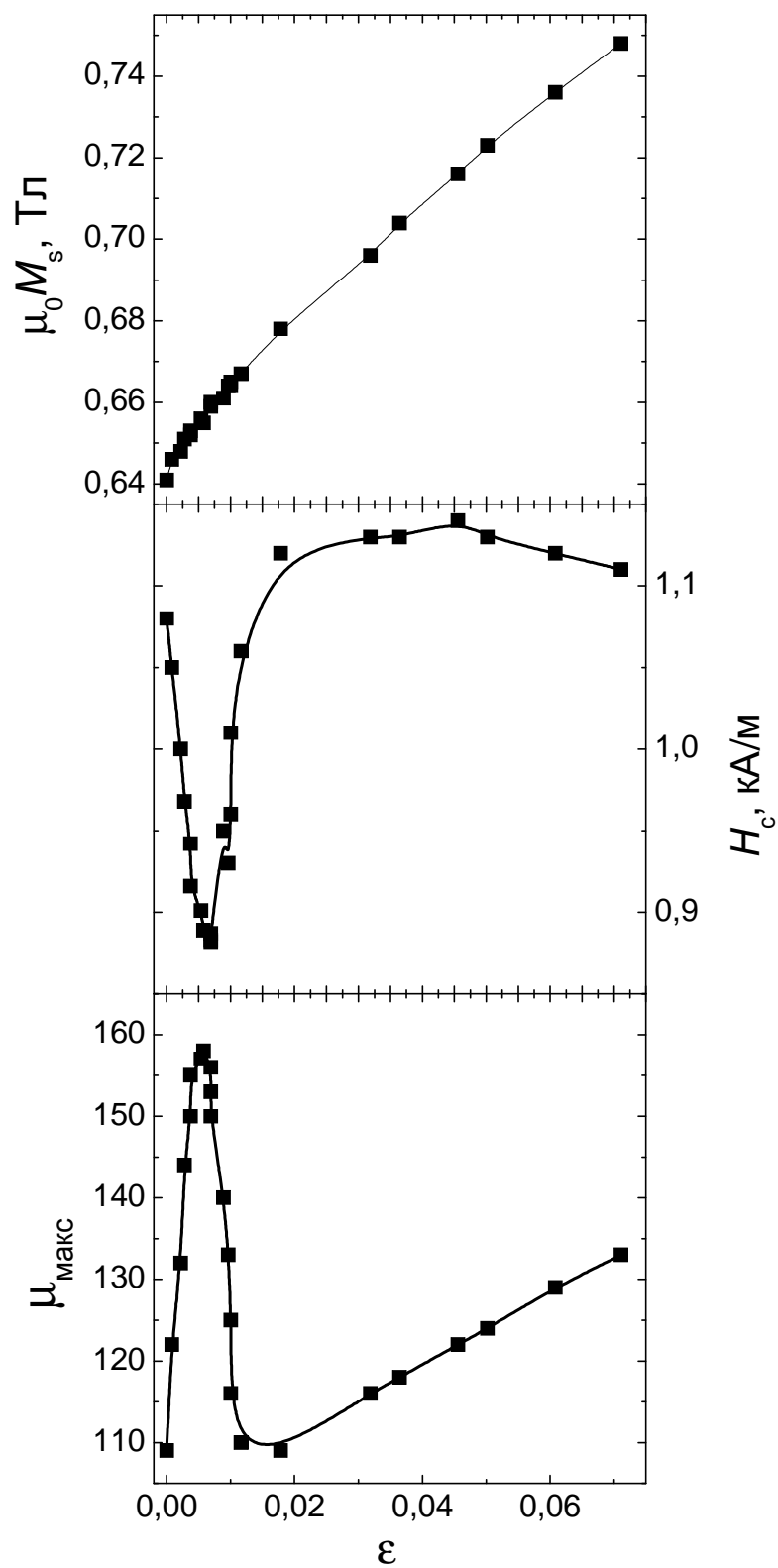


Рис. 14. Диаграмма растяжения закаленного образца аустенитно-ферритной стали в магнито-измерительной комплексе

На рис. 15 и 16 приведены, помимо M_s , зависимости коэрцитивной силы H_c и максимальной магнитной проницаемости $\mu_{\text{макс}}$ от степени деформации ε и истинных нормальных напряжений σ соответственно. Намагниченность насыщения изменяется почти линейно с ростом степени деформации. На зависимостях коэрцитивной силы и максимальной магнитной проницаемости от степени деформации, а также от приложенных напряжений имеются экстремумы, обусловленные образованием магнитной текстуры напряжений в ОЦК-фазах. Однако в интервале от 0 до примерно $0,4\sigma_{0,2}$ величины H_c и $\mu_{\text{макс}}$ изменяются однозначно с изменением приложенного напряжения. Таким образом, для практически важной упругой области показана принципиальная возможность оценки величины приложенных напряжений в изделиях из стали 03X14H10K5M2Ю2Т по измерениям их магнитных параметров.



$\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$ Гн/м – магнитная постоянная.

Рис. 15. Изменение намагниченности насыщения M_s , коэрцитивной силы H_c и максимальной магнитной проницаемости μ_{max} от степени деформации ϵ при испытании в магнито-измерительном комплексе

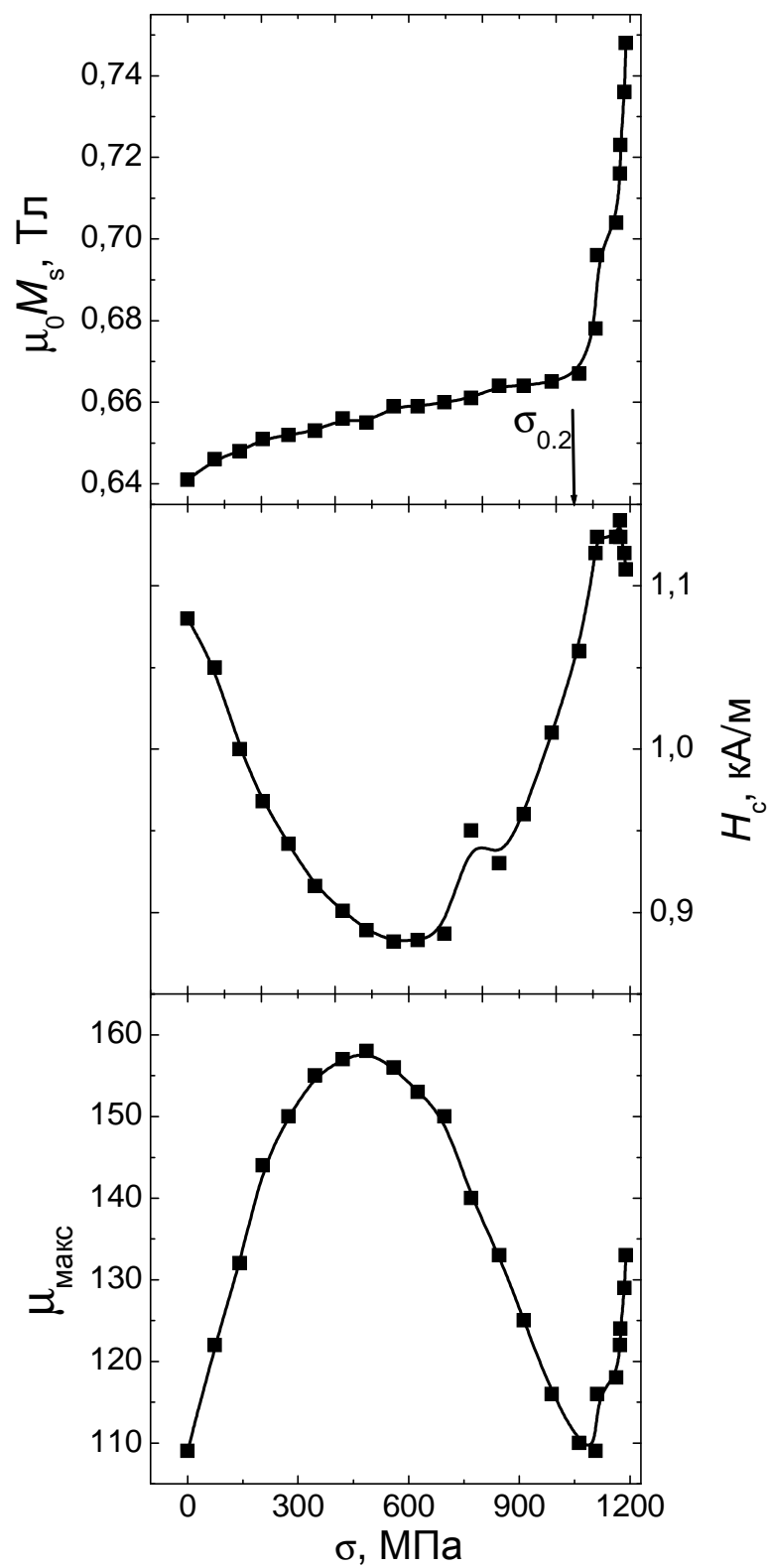


Рис. 16. Изменение намагниченности насыщения M_s , коэрцитивной силы H_c и максимальной магнитной проницаемости μ_{max} от истинных нормальных напряжений σ при испытании в магнито-измерительном комплексе

Как уже отмечалось, на стадии развитой пластической деформации происходит более интенсивный, по сравнению с областью упругой деформации, процесс распада аустенита и образования α -мартенсита, сопровождающийся значительным возрастанием намагниченности насыщения исследованной стали. Следует отметить, что увеличение ε на этой стадии деформирования сопровождается заметным возрастанием максимальной магнитной проницаемости, что обусловлено увеличением содержания ферромагнитных фаз. Коэрцитивная сила при этом в пределах погрешности измерений не изменяется. Такое поведение зависимостей $H_c(\varepsilon)$ и $H_c(\sigma)$ можно объяснить действием двух факторов – возрастанием плотности дефектов при пластической деформации материала и увеличением размеров и числа частиц ферромагнитных фаз. Первый из этих факторов обуславливает возрастание коэрцитивной силы, а второй – ее уменьшение.

Однако основные эксперименты по изучению влияния холодной пластической деформации были выполнены на проволочных образцах аустенитно-ферритной стали. При этом деформация осуществлялась волочением с различных исходных диаметров на один и тот же диаметр 0,8 мм и составляла 20, 40, 60 и 80 %, а также волочением с диаметра 8,0 мм до диаметра 0,8 мм. На исходном диаметре вся проволока была закалена от температуры 1000° С (с выдержкой 15 мин) в воде. На рис. 17 показано влияние степени холодной пластической деформации при волочении проволоки с диаметра 8,0 на 3,0 мм на механические свойства. Деформация вызывает интенсивное упрочнение и после максимального обжатия (~80 %) временное сопротивление разрыву σ_b исследуемой стали возрастает почти вдвое по сравнению с закаленным состоянием и составляет порядка 1700-1750 МПа. В табл. 3 приведены механические свойства деформированной стали на разных диаметрах. Из приведенных данных наглядно видно влияние масштабного фактора. Прочностные

свойства на тонких размерах могут быть на 1000 МПа выше, при сохранении пластических свойств на достаточно хорошем уровне.

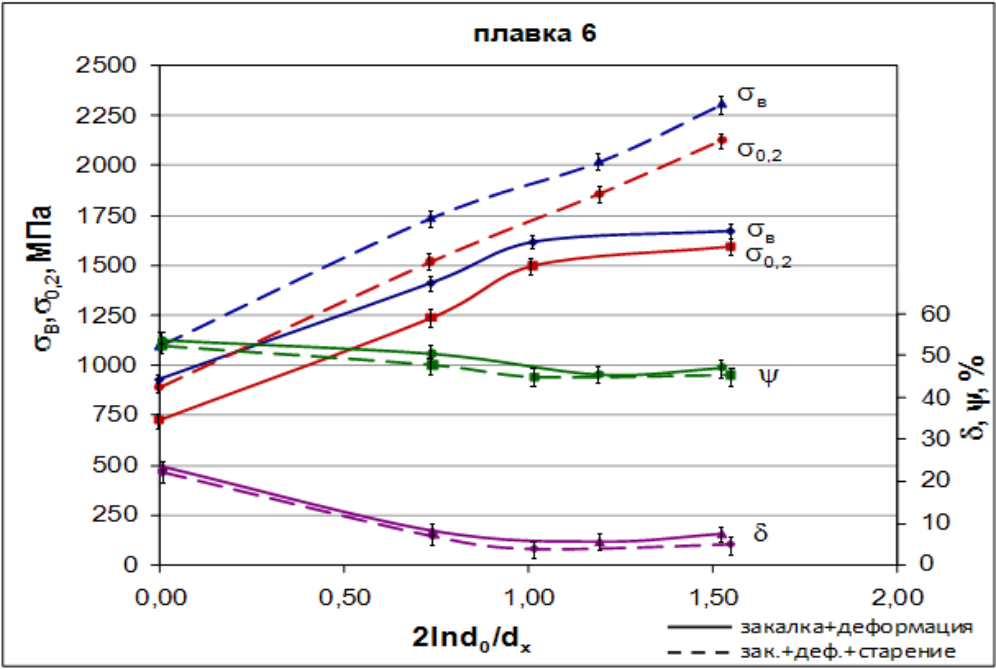


Рис. 17. Влияние холодной пластической деформации на механические свойства

Таблица 3
Механические свойства деформированной аустенитно-ферритной стали

Закалка 1000° С	
σ _в	940
ψ	71
δ	24
Кручение l=100d	87..90
Закалка 1000° С, деформация 80 % (диам. 2,0 мм)	
σ _в	1750
ψ	59
δ	3
Кручение l=100d	35
Закалка 1000° С, деформация 80 % (диам. 0,8 мм)	
σ _в	1840
ψ	56
δ	1
Кручение l=100d	30..33
Закалка 1000° С, деформация 80 % (диам. 0,15 мм)	
σ _в	2300
Р _{узд}	52

Как показали результаты магнитного анализа, аустенит исследуемой стали 03X14H10K5M2Ю2Т является метастабильным и при деформации порядка 80 % ($e \sim 2,0$) в структуре наблюдается 100 % ОЦК фазы, т.е. аустенит полностью переходит в мартенсит деформации. Таким образом упрочнение исследуемой стали при деформации обусловлено совокупным и сложным воздействием различных факторов: во-первых, деформацией аустенита, а затем и мартенсита, во-вторых, деформацией δ -феррита, в третьих – фазовым $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, протекающим по бездиффузионному механизму, приводящих к формированию в аустенитной матрице высокодисперсных кристаллов мартенсита, способных наследовать дефекты аустенита.

При холодной пластической деформации возникает аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ в ГЦК и $\langle 110 \rangle$ ОЦК фазах. С увеличением степени холодной пластической деформации количество ОЦК фазы увеличивается до 100 % и при этом полюсная плотность ОЦК фазы возрастает с 1,9 до 3,2 (табл.4).

Таблица 4

Данные рентгеноструктурного анализа

Истинная деформация, e	Фаза	стр.тип	Об.доля, %	Вес.доля, %	Периоды, анг.	Полюсная плотность, Р
1,2	ОЦК	cI2/1	65.5 ± 0.3	64.9 ± 0.3	A= 2.876	$\langle 110 \rangle$, $P_{110}=1.9$
	ГЦК	cF4/1	34.5 ± 0.3	35.1 ± 0.3	A= 3.596	$\langle 111 \rangle$, $P_{111}=3.2$
1,75	ОЦК	cI2/1	92.9 ± 0.2	92.7 ± 0.2	A= 2.880	$\langle 110 \rangle$, $P_{110}=2,8$
	ГЦК	cF4/1	7.1 ± 0.2	7.3 ± 0.2	A= 3.607	–
3,6	ОЦК	cI2/1	96.6 ± 0.3	96.5 ± 0.3	A= 2.880	$\langle 110 \rangle$, $P_{110}=3.2$
	ГЦК	cF4/1	3.4 ± 0.3	3.5 ± 0.3	A= 3.604	–
4,55	ОЦК	cI2/1	100.0 ± 0.0	100.0 ± 0.0	A= 2.881	$\langle 110 \rangle$, $P_{110}=3.2$

Электронномикроскопическими исследованиями была изучена эволюция структурообразования в аустенитно-ферритной стали при деформации, которая приведена на рис. 18-20. Деформация закаленной стали на небольшие ($e = 0,27$) и умеренные ($e = 0,75$) степени обжатия приводит к образованию сетчатоячеистой субструктуры.

Образуются также тонкие деформационные двойники, которые располагаются вначале преимущественно по одной системе сдвига, а затем с увеличением степени деформации по двум-трем системам. Наблюдаются контура экстинкции и в δ -феррите. Электронно-микроскопические исследования показали, что в ОЦК-матрице (δ -феррите) присутствуют высокодисперсные (типа «ряби») равноосные выделения интерметаллидной фазы NiAl, имеющие упорядоченную ОЦК-решетку и когерентную связь с твердым раствором (см. рис. 18, б, з, д).

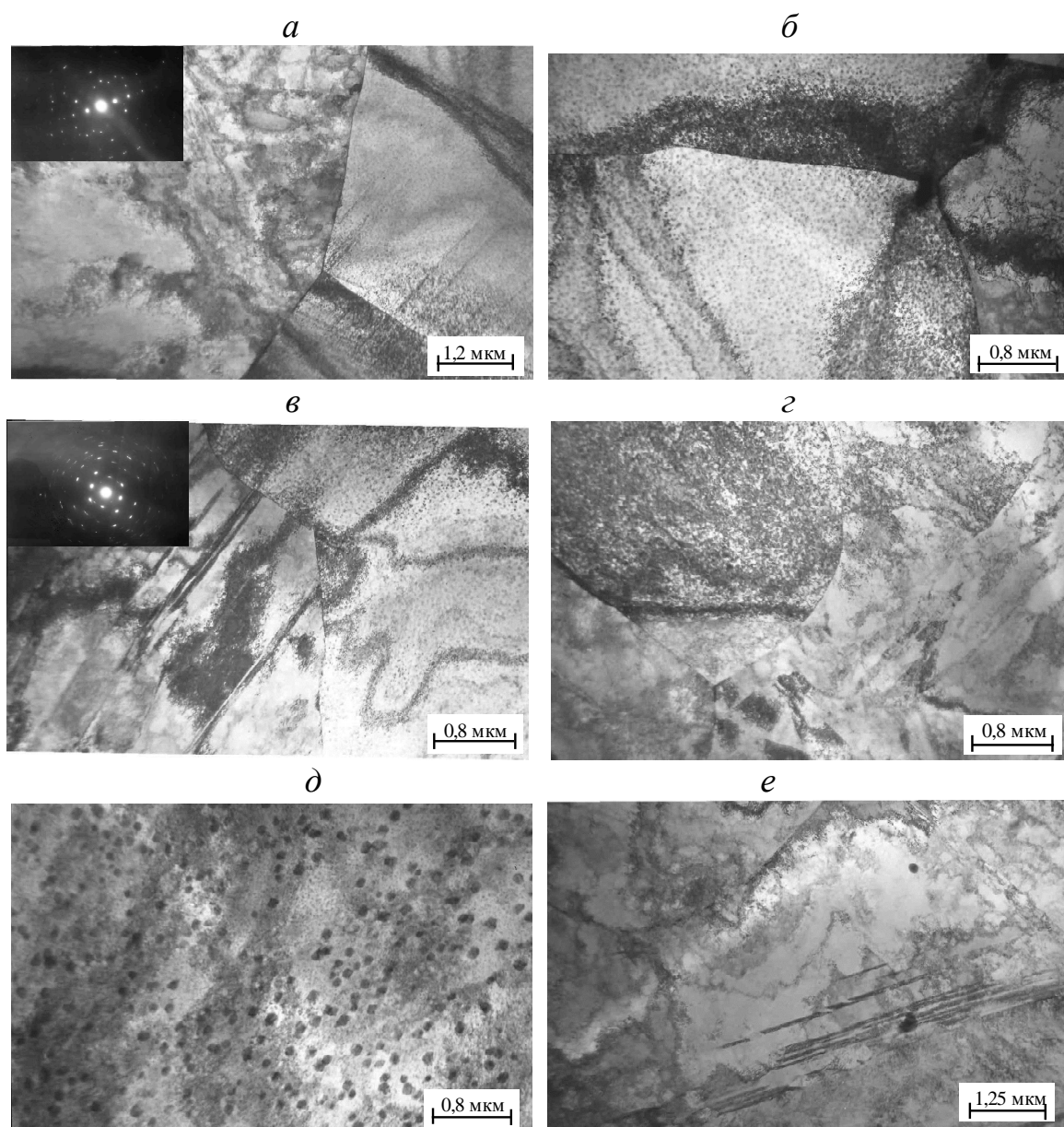
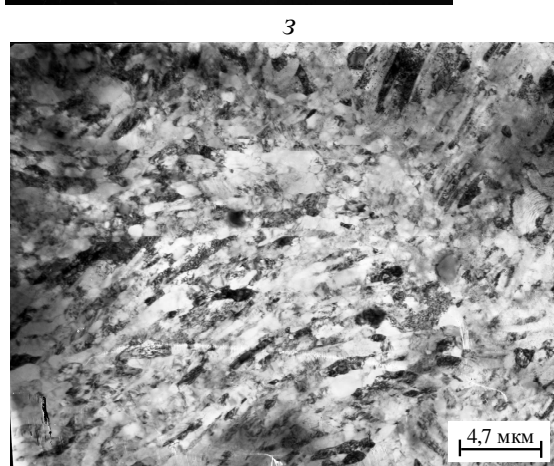
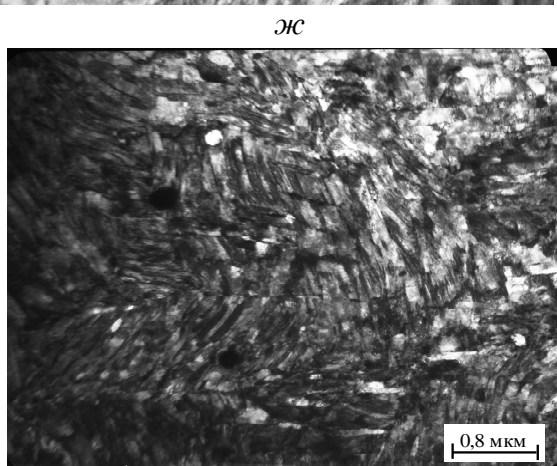
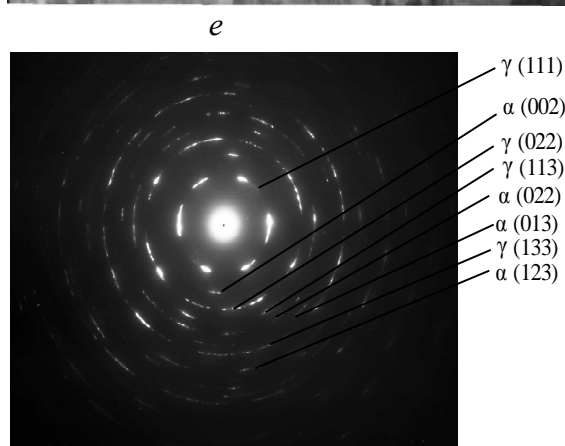
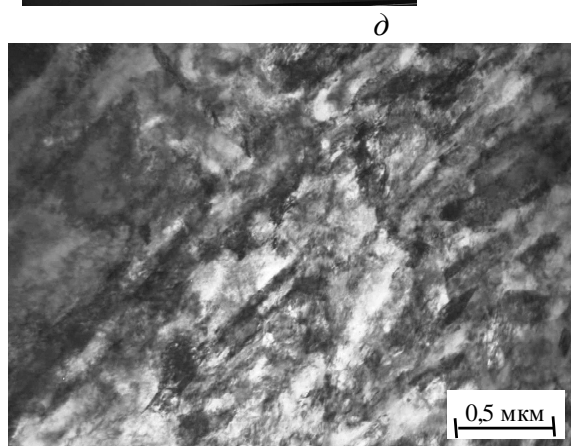
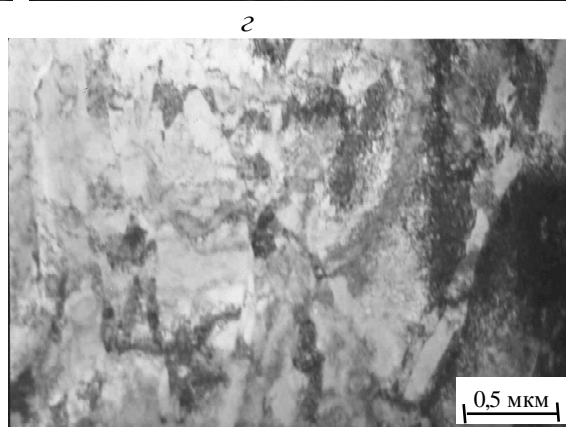
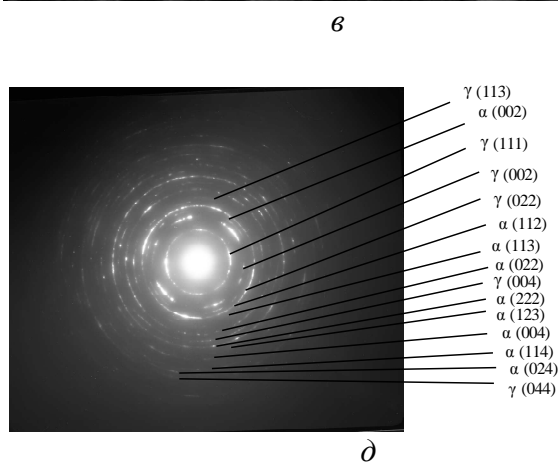
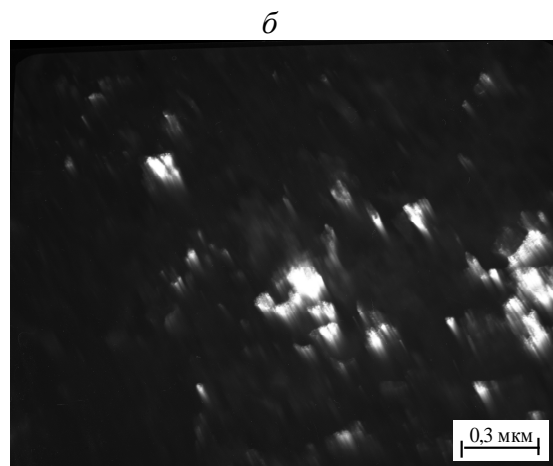
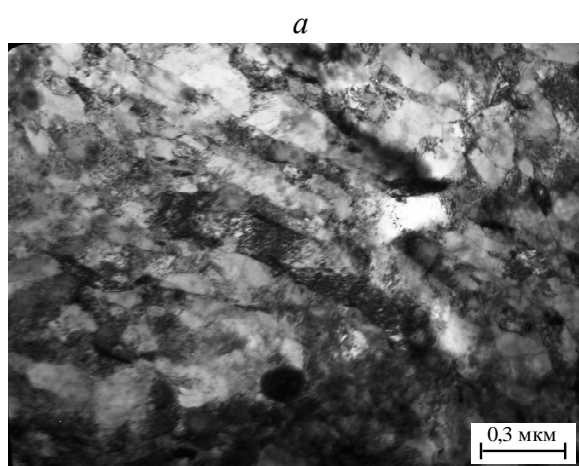


Рис. 18. Структура деформированной стали 03X14N10K5M2Ю2Т:
а, б— деформация 20 % ($\epsilon = 0,27$); в, г, д, е – деформация 40 % ($\epsilon = 0,75$)



-продолжение-

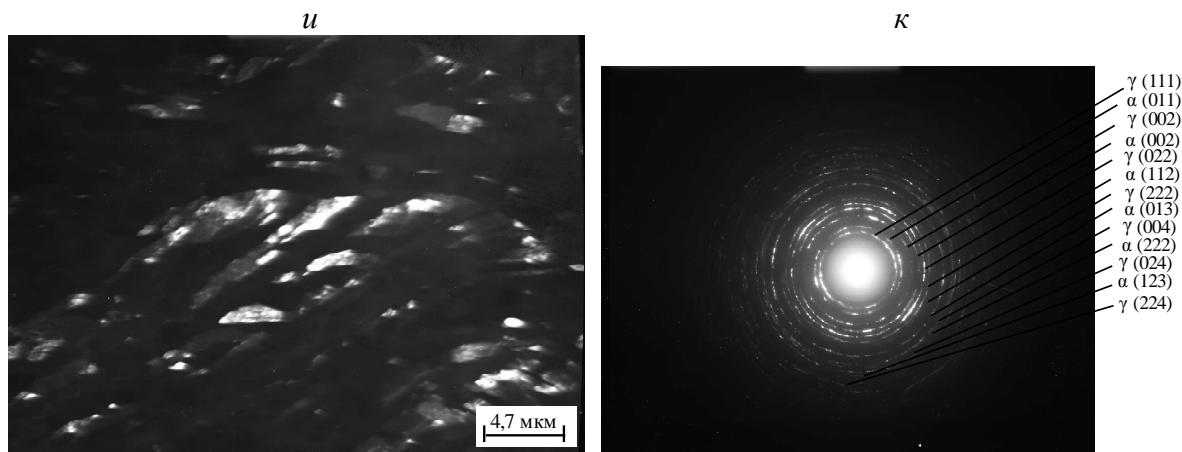


Рис. 19. Структура деформированной стали 03X14H10K5M2Ю2Т:

а, б, в, г – деформация $e = 1,5$; *д, е* – деформация $e = 2,0$;

жс, з, и, к – деформация $e = 3,45$; *в, е, к* – электронограммы

С увеличением степени деформации до $e = 1,5$ и выше наблюдается интенсивное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Наблюдается образование фрагментированной структуры. Объемная доля фрагментированной субструктуры возрастает с увеличением степени деформации (см. рис. 19, *жс*). Появление на электронограммах размытия рефлексов матрицы по кольцу свидетельствует о ее значительной фрагментации и увеличении азимутального угла разориентировки (рис. 19, *д*). В сильно-деформированной структуре анализ рентгенограмм весьма затруднителен, т.к. на формирование дифракционной картины влияет одновременно и присутствие фаз и особенности субструктуры. Образование мартенсита в аустенитной матрице, искаженной вследствие ее значительной деформации перед мартенситным превращением, приводит к наследованию им деформации аустенита. На рис. 20, *д* в темнопольном изображении наблюдается «свечение» фазы в рефлексе $(121)_\alpha$ и NiAl, то есть в δ -феррите после деформации сохраняется присутствие упорядоченной интерметаллидной фазы NiAl.

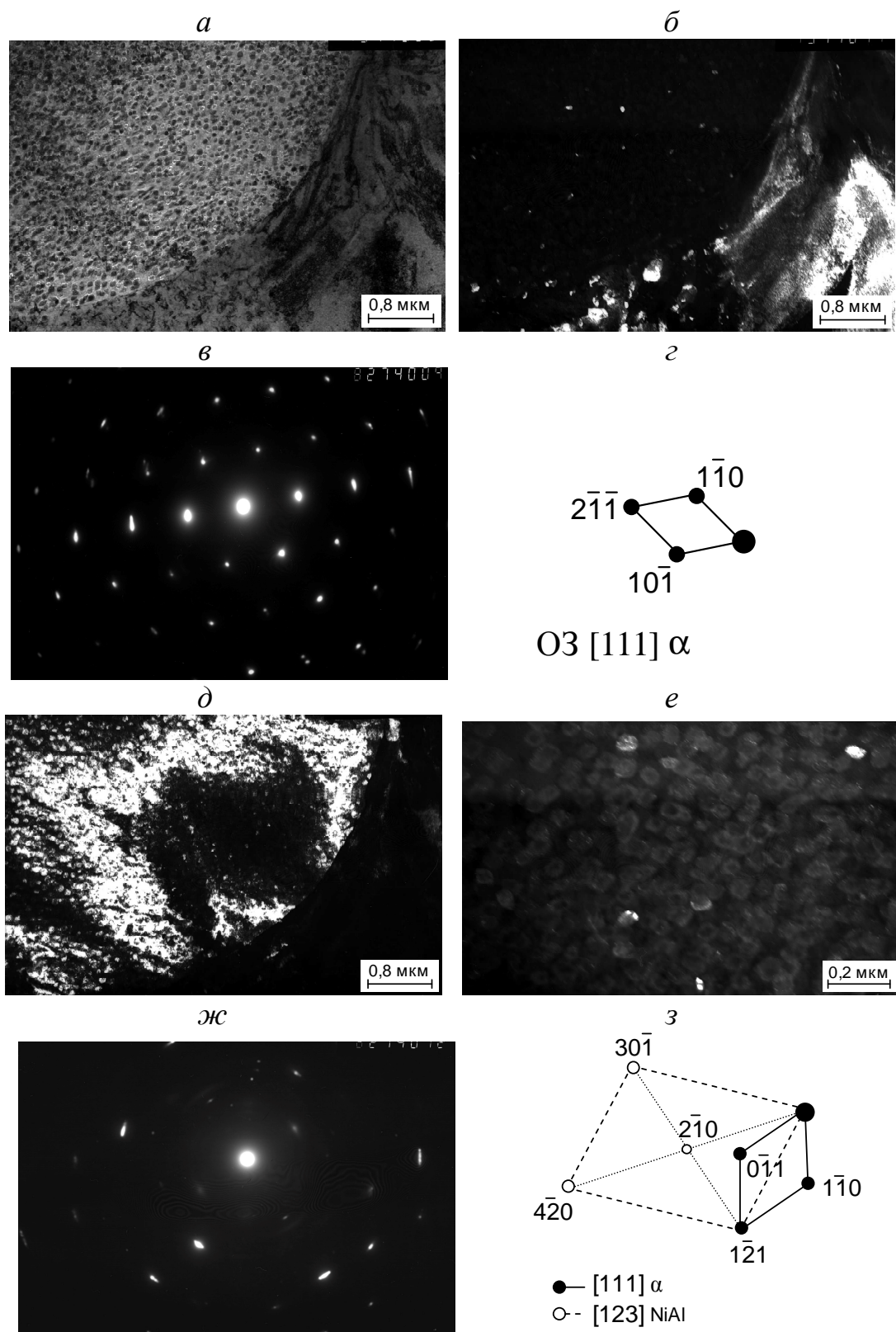


Рис. 20. Структура деформированной ($\epsilon = 2,0$) стали 03X14H10K5M2Ю2T:
 а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе $(0\bar{1}1)_\alpha$;
 в, ж – микродифракция; г, з – схемы расшифровки; д – темнопольное изображение в
 рефлексе $(121)_\alpha$ и NiAl; е – темнопольное изображение в рефлексе $(011)_{\text{NiAl}}$

На кривых дифференциально-сканирующей калориметрии (рис. 21) можно также наблюдать два экзотермических пика: первый в районе 400-500°C, а второй в районе 700-800°C, которые свидетельствуют о протекании тех же процессах, что и в закаленной стали. Однако ввиду того, что структура деформированной стали состоит из 100% ОЦК фазы (δ -феррита и α -мартенсита), то в интервале температур 400-500 °C происходит распад всего ОЦК-твёрдого раствора с выделением интерметаллидной фазы NiAl. После старения при 600° C наблюдается замена волокнистой структуры на равноосную с образованием участков вновь образованного аустенита.

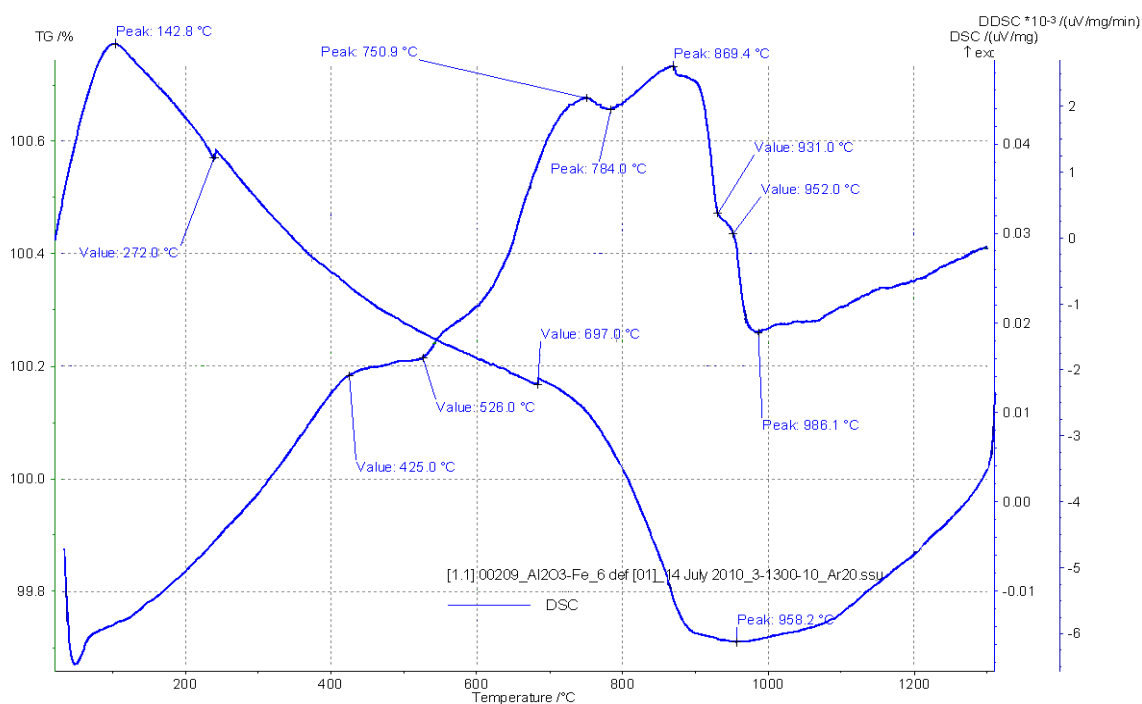


Рис. 21. Кривые дифференциально-сканирующей калориметрии при нагреве деформированной стали

Превращения, протекающие при нагреве холоднодеформированных образцов изучался методами терморентгеноструктурного анализа. Полученные терморентгенограммы, приведенные на рис. 22 показали присутствие в структуре деформированной стали при комнатной температуре

одной ОЦК фазы (деформированного δ -феррита и мартенсита деформации). С повышением температуры нагрева до температур 550 °С происходит обратный переход мартенсита деформации в аустенит, при этом с повышением температуры нагрева восстанавливается соотношение ОЦК и ГЦК фаз 50:50, которое сохраняется в структуре закаленной стали. С повышением температуры нагрева наблюдается снижение ширины линий интенсивностей для ОЦК фазы (δ -феррита), что свидетельствует о протекании процессов рекристаллизации в нем.

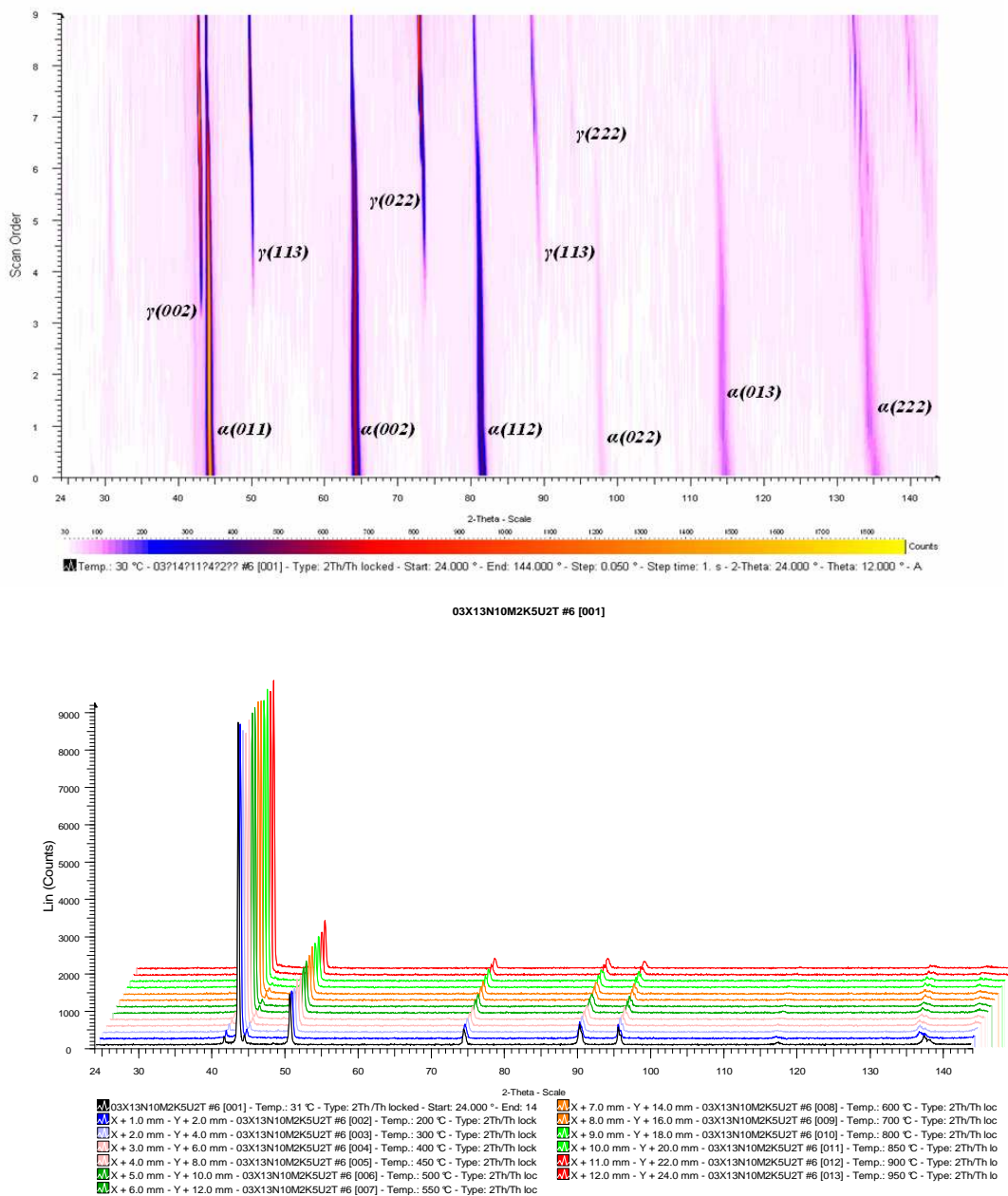


Рис. 22. Терморентенограмма деформированной стали 03X14N10K5M2Ю2T

Заключение

В настоящей работе проведен комплексный анализ структуры: микроструктурные, электронно-микроструктурные исследования, МРСА, ДТА, а также физико-механических свойств аустенитно-ферритных сталей для приборостроения на всех этапах прохождения заготовки для получения конкретных изделий.

На основании проведенных исследований установлено:

1. С точки зрения дальнейшей обработки, наилучшей температурой нагрева под закалку является температура 950..1000° С, при закалке от этой температуры наблюдается наиболее благоприятное по свойствам соотношение между δ -ферритом и аустенитом (50:50).

2. В интервале температур 400-500°С происходит распад пересыщенного ОЦК-твердого раствора с выделением упорядоченной интерметаллидной фазы NiAl; в интервале 700-800°С из аустенита выделяется высокотемпературная интерметаллидная фаза Лавеса $(\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{12}\text{Ni}_{14})_{2,09}(\text{Mo}_{64,4}\text{Ti}_{35,6})$.

3. Аустенит исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X14H10K5M2Ю2Т является деформационно-нестабильным и при деформации $\epsilon = 2,0$ практически полностью превращается в мартенсит деформации.

4. Выявлены закономерности формирования дислокационных субструктур в ходе волочения: рост плотности дислокаций приводит к образованию сетчатой субструктуры→ячеистой→фрагментированной. При этом полюсная плотность $\langle 110 \rangle$ для ОЦК фазы увеличивается от 1,9 до 3,2.

5. Разработанные аустенитно-ферритные стали склонны к старению (незначительному после закалки и в большей степени после деформации), причем достижение наиболее высоких прочностных свойств осуществляется при температурах старения 480..500°С.

6. Фазой ответственной за упрочнение является алюминид типа NiAl, выделение которого происходит из ОЦК-твердого раствора.

Список использованных источников

1. Сокол И.Я. Двухфазные стали. М.: Металлургия, 1964. 216 с.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985, 408 с.
3. Вороненко Б.И. Высокопрочные литейные коррозионно-стойкие стали аустенитно-ферритного класса // Литейное производство. 1993. № 6. С. 8 – 13.
4. Вороненко Б.И. Современные коррозионно-стойкие аустенитно-ферритные стали (обзор) // МиТОМ. 1997. № 10. С. 22 – 29.
5. Грачев С.В. Аустенитно-ферритная коррозионностойкая сталь для высокопрочной проволоки / С.В. Грачев, Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева // МиТОМ, 2000, № 11. С. 6-9.
6. Мальцева Л. А. Влияние легирования и термопластической обработки на фазовый состав и свойства коррозионно-стойких сталей с метастабильным аустенитом / Л. А. Мальцева, В. А. Шарапова, Т. В. Мальцева, С. В. Гладковский, А. В. Левина // МиТОМ, 2011, № 11 (677). С. 17-23.
7. Высокопрочные коррозионно-стойкие стали современной авиации // Науч.ред. А.Г. Братухин. М.: Издательство МАИ, 2006. 656 с.
8. Садовский В.Д. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, Счастливец В.М., А.Л. Осинцева // ФММ, 1987, Т.63, вып.6. С.1165 -1173.
9. Вороненко Б.И. Коррозионная стойкость современных аустенитно-ферритных (дуплексных) нержавеющей сталей / Б.И. Вороненко // Защита металлов, 1995, Т. 31, № 1. – С. 1-9.
10. Апаев Б.А. Изучение кинетики фазовых превращений в аустенитно-ферритных сталях / Б.А. Апаев, Б.И. Вороненко // Черная металлургия, 1974, № 8. – С. 90-95.

-
11. Левин Ф.Л. Тенденции развития коррозионно-стойких сталей и сплавов / Ф.Л. Левин, Т.В. Свистунова, Н.А. Сорокина, Э.Г. Фельдгандлер // Тематический сборник научных трудов: Металлургия. Проблемы, поиски, решения, под общ. Ред. Н.П. Лякишева. М.: Металлургия, 1989. С. 254-267.